

НАУКА и ТЕХНИКА

Международный
научно-технический журнал

Издается с января 2002 года
Периодичность издания –
один раз в два месяца

Учредитель
Белорусский
национальный технический
университет



Science and Technique

International
Scientific and Technical Journal

Published from January 2002
Publication frequency –
bimonthly

Founder
Belarusian
National Technical
University

Vol. 19 / No 6 / 2020

Журнал включен в базы данных:
Web of Science (ESCI), EBSCO, DOAJ, WorldCat, OpenAIRE,
Google Scholar, РИНЦ, ЭБС «Лань», НЭБ «КиберЛенинка», Соционет

The Journal is included in the following databases:
Web of Science (ESCI), EBSCO, DOAJ, WorldCat, OpenAIRE,
Google Scholar, RISC, Lan, CyberLeninka, Socionet

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Вершина Г. А., Баландин К. И.
Они возглавляли БГПИ – БПИ – БГПА – БНТУ . . . 454

Vershina G. A., Balandin K. I.
They Were at the Head of BSPI – BPI – BSPA – BNTU. . . 454

Технические науки

Technical Sciences

Оковитый В. А., Пантелеенко Ф. И.,
Оковитый В. В., Асташинский В. М.
Формирование плазменных порошковых
покрытий из металлокерамики с последующим
высокоэнергетическим модифицированием 469

Шелег В. К., Леванцевич М. А.,
Пилипчук Е. В., Кравчук М. А.,
Богданович И. А., Богданова Т. Я.
Легирующие расплава подшипников скольжения
на основе баббита 475

Константинов В. М., Ковальчук А. В.
Износостойкие металлоидсодержащие покрытия на
сталих, полученные термодиффузионным насыще-
нием и вакуумным осаждением 480

Okovity V. A., Panteleenko F. I.,
Okovity V. V., Astashinsky V. M.
Formation of Plasma Powder Coatings
from Cermet with Subsequent
High-Energy Modification 469

Sheleg V. K., Levantsevich M. A.,
Pilipchuk Y. V., Kravchuk M. A.,
Bogdanovich I. A., Bogdanova T. Ya.
Alloying the Melt of Sliding Bearings
Based on Babbitt 475

Konstantinov V. M., Kovalchuk A. V.
Wear-Resistant Metalloid-Containing Coatings
on Steels Obtained by Thermal Diffusion Saturation
and Vacuum Deposition 480

Козерук А. С., Диас Гонсалес Р. О., Филонова М. И.	Моделирование процесса формообразования плоской поверхности инструмента для обработки конических деталей	492
Вэньци Дай, Алексеев Ю. Г., Королёв А. Ю., Будницкий А. С.	Пластическое деформирование и электрофизикохимическая обработка трубчатых медицинских концентраторов-волноводов	499
Гаркавенко А. С., Мокрицкий В. А., Маслов О. В., Соколов А. В.	Роль дислокаций в процессе деградации полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии. Экспериментальное исследование	507
Кудина А. В., Сокоров И. О.	Коррозия – биотехническая система разрушения технических объектов, снижающая их качество и надежность	512
Филонова М. И., Диас Гонсалес Р. О., Сухоцкий А. А., Козерук А. С., Семчёнок А. В.	Технологические особенности процесса обработки конических линз	521
Горбунова В. А., Слепнева Л. М., Горбунов А. В.	Термохимическое получение и свойства экономичных полилантанонидных марганцевых материалов $\text{Ln}(\text{La, Ce, Nd, Pr})_x\text{Ca}_y\text{MnO}_3$ -типа с перовскитно-флюоритной структурой	528
ПЕРЕЧЕНЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В ЖУРНАЛЕ «НАУКА И ТЕХНИКА» В 2020 г.		
Тематический указатель		536

Главный редактор
Борис Михайлович Хрусталеv
Редакционная коллегия

Алексеев Ю. Г. (Белорусский национальный
технический университет, Минск, Республика
Беларусь), заместитель главного редактора,
Белый А. В. (Белорусский национальный тех-
нический университет, Минск, Республика
Беларусь),
Бисби Л. (Эдинбургский университет, Эдин-
бург, Соединенное Королевство Великобри-
тании и Северной Ирландии),
Виттманн Ф. Х. (Швейцарская высшая техни-
ческая школа Цюриха, Цюрих, Швейцарская
Конфедерация),

Kozeruk A. S., Dias Gonzalez R. O., Filonova M. I.	Modeling Process of Forming Flat Surface Tool for Processing Conical Parts	492
Wenqi Dai, Aliakseyeu Yu. G., Korolyov A. Yu., Budnitskiy A. S.	Plastic Deformation and Electrophysicochemical Treatment of Tubular Medical Concentrator Waveguides	499
Garkavenko A. S., Mokritsky V. A., Maslov O. V., Sokolov A. V.	Role of Dislocations in the Process of Degradation of Semiconductor Lasers with Electronic Energy Pumping. Experimental Research	507
Kudina A. V., Sokorov I. O.	Corrosion – Biotechnical System for Destruction of Technical Objects Reducing their Quality and Reliability	512
Filonova M. I., Dias Gonzalez R. O., Sukhotzkiy A. A., Kozeruk A. S., Semchuonok A. V.	Technological Features in Processing of Conical Lenses	521
Gorbunova V. A., Sliapniova L. M., Gorbunov A. V.	Thermochemical Preparation and Properties of Low-Cost Polylanthanide Manganite Materials of $\text{Ln}(\text{La, Ce, Nd, Pr})_x\text{Ca}_y\text{MnO}_3$ -Type with Perovskite-Fluorite Structure	528
LIST OF PAPERS PUBLISHED IN "SCIENCE AND TECHNIQUE" JOURNAL IN 2020		
Thematic Index		536

Editor-in-Chief
Boris M. Khroustalev
Editorial Board

Aliakseyeu Yu. G. (Belarusian National Technical
University, Minsk, Republic of Belarus), Deputy
Editor-in-Chief,
Byeli A. V. (Belarusian National Technical Univer-
sity, Minsk, Republic of Belarus),
Bisby L. (University of Edinburgh, Edinburgh,
United Kingdom of Great Britain and Northern
Ireland),
Wittmann F. H. (ETH – Swiss Federal Institute
of Technology Zürich, Zürich, Swiss Con-
federation),

Дидерихс У. (Ростокский университет, Росток, Федеративная Республика Германия),

Дмитриев С. М. (Нижегородский государственный технический университет имени Р. Е. Алексеева, Нижний Новгород, Российская Федерация),

Згуровский М. З. (Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского», Киев, Украина),

Кондерс А. Б. (Дармштадтский технический университет, Дармштадт, Федеративная Республика Германия),

Косёр-Казберук М. (Белостокский технический университет, Белосток, Республика Польша),

Леонович С. Н. (Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь), заместитель главного редактора,

Литвиненко В. С. (Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Российская Федерация),

Лю Тингуо (компания «Гаоюань», провинция Хэнань, Китайская Народная Республика),

Макнами Р. Я. (Консультационное агентство по вопросам пожарной безопасности, Стокгольм, Королевство Швеция),

Нга Нгуен Тху (Научный энергетический институт, Вьетнамская академия наук и технологий, Ханой, Социалистическая Республика Вьетнам),

Одиназода Х. О. (Таджикский технический университет имени академика М. С. Осими, Душанбе, Республика Таджикистан),

Опеляк М. (Люблинский технический университет, Люблин, Республика Польша),

Пенязьков О. Г. (Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь),

Пимьента П. (Научно-технический центр строительной отрасли, Сен-Мартен-д'Эр, Французская Республика),

Родригес Ж. П. К. (Коимбрский университет, Коимбра, Португальская Республика),

Романюк Ф. А. (Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь),

Diederichs U. (University of Rostock, Rostock, Federal Republic of Germany),

Dmitriev S. M. (Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russian Federation),

Zgurovsky M. Z. (National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv, Ukraine),

Koenders A. B. (Technical University of Darmstadt, Darmstadt, Federal Republic of Germany),

Kosior-Kozberuk M. (Bialystok University of Technology, Bialystok, Republic of Poland),

Leonovich S. N. (Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus), Deputy Editor-in-Chief,

Litvinenko V. S. (Saint-Petersburg Mining University, Saint Petersburg, Russian Federation),

Liu Tingguo (Gaooyuan Company, Henan Province, People's Republic of China),

McNamee R. J. (Brandskyddslaget AB, Stockholm, Kingdom of Sweden),

Nga Nguyen Thu (Institute of Energy Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Socialist Republic of Vietnam),

Odinazoda H. O. (Tajik Technical University named after Academic M. S. Osimi, Dushanbe, Republic of Tajikistan),

Opielak M. (Lublin University of Technology, Lublin, Republic of Poland),

Penyazkov O. G. (A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus),

Pimienta P. (Scientific and Technical Centre for the Building – CSTB Department, Saint-Martin-d'Hères, French Republic),

Rodrigues J. P. C. (University of Coimbra, Coimbra, Portuguese Republic),

Romaniuk F. A. (Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus),

Сидерис К. (Фракийский университет имени Демокрита, Комотины, Греческая Республика),

Соболев К. (Университет Висконсин-Милуоки, Милуоки, Соединенные Штаты Америки),

Сумров В. В. (компания «Интернет Коммуникаций Девелопмент Групп Лимитед», Рига, Латвийская Республика),

Феличетти Р. (Миланский технический университет, Милан, Итальянская Республика),

Цзи Чжао (Северо-Восточный университет, Шэньян, Китайская Народная Республика),

Чижик С. А. (Национальная академия наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь),

Шелег В. К. (Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь), заместитель главного редактора,

Ши Ли И (Научно-технологический парк Шанхайского университета, Шанхай, Китайская Народная Республика),

Эберхардштайнер Й. (Венский технический университет, Вена, Австрийская Республика),

Янковский А. (Технологический институт ВВС, Варшава, Республика Польша)

Ответственный секретарь редакционной коллегии –
Горбаш В. Г.

Sideris K. (Democritus University of Thrace, Komotini, Hellenic Republic),

Sobolev K. (University of Wisconsin-Milwaukee, Milwaukee, United States of America),

Sumrov V. V. (Internet Communication Development Group Ltd – ICD, Riga, Republic of Latvia),

Felichetti R. (Polytechnic University of Milan, Milan, Italian Republic),

Ji Zhao (Northeastern University, Shenyang, People's Republic of China),

Chizhik S. A. (National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus),

Sheleg V. K. (Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus), Deputy Editor-in-Chief,

Shi Li Yi (Science and Technology Park of Shanghai University, Shanghai, People's Republic of China),

Eberhardsteiner J. (Vienna University of Technology, Vienna, Republic of Austria),

Jankowski A. (Air Force Institute of Technology, Warsaw, Republic of Poland)

Executive Secretary of Editorial Board –
Gorbash V. G.

Ведущий стилистический редактор
В. Н. Гурьянчик

Адрес редакции

Белорусский национальный технический университет
пр. Независимости, 65, корп. 2, комн. 327
220013, г. Минск, Республика Беларусь

Тел. +375 17 292-65-14

E-mail: sat@bntu.by
<http://sat.bntu.by>

Перерегистрировано в Министерстве информации Республики Беларусь 19 декабря 2011 г.
Регистрационный номер 285

С 2002 г. издание выходило под названием «Вестник БНТУ»

ISSN 2227-1031. Подписные индексы 00662, 006622

Подписано в печать 24.11.2020. Формат бумаги 60×84 1/8. Бумага мелованная. Печать цифровая.
Усл. печ. л. 10,46. Уч.-изд. л. . Тираж 150 экз. Дата выхода в свет . Заказ № .

Отпечатано в БНТУ. Лицензия ЛП № 02330/74 от 03.03.2014.
220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.

© Белорусский национальный технический университет, 2020

Leading Style Editor
V. N. Guryanchyk

Address

Belarusian National Technical University
Nezavisimosty Avenue, 65, Building 2, Room 327
220013, Minsk, Republic of Belarus

Tel. +375 17 292-65-14

E-mail: sat@bntu.by
<http://sat.bntu.by>

100 лет БНТУ 100th Anniversary of BNTU



Уважаемые коллеги, дорогие друзья!

10 декабря 2020 года Белорусскому национальному техническому университету исполняется 100 лет. Искренне поздравляю вас с этой знаменательной датой и благодарю всех ученых и специалистов за сотрудничество с нашей альма-матер. За годы становления и развития БНТУ достиг значительных успехов в научно-образовательной и производственно-инновационной деятельности, стал флагманом высшего технического образования Республики Беларусь, признан базовой организацией государств – участников Содружества Независимых Государств по высшему техническому образованию и входит в число лучших инженерно-технических университетов мира. БНТУ на протяжении многих лет занимает лидирующие позиции в мировых рейтингах, укрепляет международное сотрудничество. Уверен, что наше сотрудничество будет способствовать дальнейшему развитию научно-исследовательского и инженерно-технического образования не только в Республике Беларусь, но и во всем мире. Примите искренние поздравления с юбилеем Белорусского национального технического университета! Желаю всем здоровья, успехов и удачи во всех начинаниях!

*С уважением,
ректор Белорусского национального
технического университета
С. Харитончик*

Dear colleagues and friends!

On December 10, 2020 the Belarusian National Technical University (BNTU) will celebrate its centenary. On the occasion of this significant date I wish you happy anniversary and express my gratitude to all scientists and specialists who cooperate with our alma mater. During the years of establishing and development BNTU has achieved significant success in scientific, educational, industrial and innovative activities; it has become the flagship of higher technical education of the Republic of Belarus. Our university is recognized as the basic organization of the Commonwealth of Independent States for higher technical education and it is one of the best engineering and technical universities in the world. For many years BNTU has been a leader in world rankings and it has also been strengthening international cooperation. I am confident that our collaboration will contribute to the further development of research and engineering education not only in the Republic of Belarus, but throughout the world. Please accept my sincere congratulations on the occasion of the centenary of the Belarusian National Technical University! I wish you all health, success and good luck in all your endeavors!

*Yours faithfully,
S. Kharytonchyk,
rector of the Belarusian National
Technical University*

ОНИ ВОЗГЛАВЛЯЛИ БГПИ – БПИ – БГПА – БНТУ **THEY WERE at the HEAD of BSPI – BPI – BSPA – BNTU**

Белорусскому национальному техническому университету 10 декабря 2020 г. исполняется 100 лет. Он был образован как Белорусский государственный политехнический институт (БГПИ) (с 1933 г. – Белорусский политехнический институт (БПИ), с 17 апреля 1991 г. – Белорусская государственная политехническая академия (БГПА), с 1 апреля 2002 г. – Белорусский национальный технический университет (БНТУ)).

БНТУ – флагман высшего инженерно-технического образования Беларуси. Со дня своего основания вуз вырос из небольшого политехнического училища в ведущий крупный учебный и научно-технический комплекс, значимый не только для Республики Беларусь, стран Содружества Независимых Государств, но и для других государств мира. Решением глав стран СНГ БНТУ присвоен статус ведущего высшего технического учебного заведения государств – членов СНГ. За 100 лет вузом подготовлено около 220 тысяч специалистов для народно-хозяйственного комплекса Беларуси, а также республик бывшего СССР и стран дальнего зарубежья. Сегодня на 16 факультетах и в филиале г. Солигорска обучается около 22 тысяч студентов. Действует совместный с Таджикским техническим университетом инженерно-технический факультет в г. Душанбе, Белорусско-Узбекский межотраслевой институт прикладных технических квалификаций в г. Ташкенте. В БНТУ работают Международный институт дистанционного образования, четыре центра и два института переподготовки кадров и повышения квалификации специалистов, лицей, девять колледжей, единственный в мире Институт Конфуция по науке и технике, Международный учебный центр в Шри-Ланке, Научно-технологический парк, опытный завод, санаторий-профилакторий. Университет обладает современной учебной, научной и спортивно-культурной базой, что позволяет успешно вести подготовку молодых кадров по 89 специальностям высшего образования. Учебную работу осуществляют 91 кафедра и 95 их филиалов, более 1700 преподавателей и 2640 работников учебно-вспомогательного персонала. БНТУ интегрирован в международную образовательную систему, является полноправным членом многих европейских и международных организаций. Университет играет важную роль в подъеме научно-технического и культурного уровня населения республики. Тысячи выпускников БГПИ – БПИ – БГПА – БНТУ стали известными учеными, государственными деятелями, руководителями крупных промышленных и строительных организаций, фирм, НИИ и КБ.

На разных этапах в создание и развитие вуза, всего высшего технического образования республики, в достижение высоких результатов внесли свой вклад ректоры БГПИ – БПИ – БГПА – БНТУ: Н. К. Ярошевич, С. Ю. Лысов, И. И. Дружеловский,

Д. И. Горин, С. И. Позняк, М. В. Дорошевич, Г. М. Кокин, П. И. Ящерицын, В. Д. Ткачев, В. Н. Чачин, М. И. Демчук, Б. М. Хрусталеv. С октября 2017 г. БНТУ возглавляет доктор технических наук С. В. Харитончик.

**ЯРОШЕВИЧ Никанор Казимирович –
первый директор (ректор)**

Белорусского государственного политехнического института (1920–1922)

Никанор Казимирович Ярошевич – ученый-агроном, общественный деятель. Родился 11 июля 1885 г. в местечке Свержень Минского уезда в крестьянской семье. В 1902 г. работал учителем Головенчицкого народного училища (школа грамоты Минского уезда). В 1903-м поступил в Глуховский учительский институт. С 1906 г. работал учителем Шостенского трехклассного городского училища, затем преподавал общеобразовательные предметы в Глуховском ремесленном училище имени Н. А. Терещенко Черниговской губернии. В 1910–1914 гг. учился в Московском институте сельского хозяйства, по окончании которого получил звание ученого-агронома 1-го разряда. 1 марта 1914 г. был назначен участковым агрономом в Лебединском уезде Харьковской губернии. Читал лекции в учебных заведениях Минской, Смоленской и Харьковской губерний. В 1915-м Н. К. Ярошевич назначен инспектором малого кредита при Сумском отделении Государственного банка. Затем прикомандирован к Московскому артиллерийскому складу, был приемщиком артиллерийских снарядов на заводе.

Общественно-политические взгляды Н. К. Ярошевича сформировались еще в студенческие годы под влиянием газеты «Наша нiва» и деятельности белорусских землячеств. Являлся сотрудником правозащитной газеты «Дело труда». Считал, что лучшая форма землепользования – это та, которую выберет сам крестьянин. Отдавал предпочтение хуторам. 16 ноября 1917 г. избран председателем Минской уездной земской управы, после чего как специалист в области сельского хозяйства откомандирован из армии. Вел активную общественную работу. 12 января 1918 г. стал председателем Минской губернской земской управы. При установлении Советской власти работал заведующим сельскохозяйственным образованием Наркомзема ССРБ и отделом статистики. Советской власти сочувствовал, но призывал расширить права крестьян и с большим доверием относиться к крестьянской интеллигенции. Во время польско-советской войны 1919–1920 гг. Н. К. Ярошевич, возглавляя Минскую губернскую земскую управу, преподавал в Минском политехническом училище.

Губернским земским собранием было принято решение открыть в Минске среднее политехническое училище по образцу зарубежных техникумов (с механическим, строительным и культурно-техническим отделениями), и с 1 июля 1918 г. в нем начались занятия. Будучи главой губернского земского собрания, Н. К. Ярошевич поставил задачу создать университет либо сельскохозяйственный институт. Вопрос о необходимости открытия Политехникума, наряду с университетом, был поставлен в декабре 1917-го на Всебелорусском съезде. Об открытии в Беларуси высшего учебного заведения говорилось еще в 1906 г. и последующих годах в ходе аграрной реформы П. А. Столыпина. Восстановление народного хозяйства, отсутствие специалистов и материально-технической базы требовали комплексного подхода к созданию первого национального технического вуза. После освобождения Минска от поляков 20 августа 1920 г. руководитель Минского политехнического училища Н. И. Михайлов от имени педагогического совета обратился в губернский отдел народного образования с ходатайством о признании за училищем разряда высших техни-

ческих учебных заведений со всеми присущими им правами. По инициативе руководства училища его название было заменено на Белорусский государственный политехникум, вводились должности деканов. Заведующим его хозяйственной частью стал Н. К. Ярошевич.

С осени 1920 г. Н. К. Ярошевич работал ученым-агрономом в комиссариате образования ССРБ, являлся членом университетской комиссии и организатором университетского имени «Лошица». Как член университетской комиссии направился в Москву для решения вопроса о создании в Беларуси университета. В ноябре 1920-го Н. К. Ярошевич числился уже заведующим Политехникумом. В результате дальнейшей организационной работы, проведенной Н. К. Ярошевичем и другими руководителями системы образования, 10 декабря 1920 г. Президиум Ревкома ССРБ под председательством А. Г. Червякова принял постановление следующего содержания: «1. Принимая во внимание крайнюю необходимость для Белоруссии втуза для возрождения промышленно-экономической ее жизни, преобразовать Политехникум в вуз. 2. Закрепить здание Коммерческого училища. 3. Отнести Белорусский государственный политехникум в смысле снабжения его всем необходимым для успешной его организации к числу ударных втузов». В тот же день состоялось заседание Совета деканов, на котором был заслушан доклад Н. К. Ярошевича о решении Ревкома ССРБ о признании минского Политехникума Белорусским государственным политехническим институтом. 1 февраля 1921 г. Н. К. Ярошевич назначен одновременно и деканом лесного факультета. Как руководитель Белорусского государственного политехнического института он многое делал для подбора кадров преподавателей (например, к чтению лекций по истории Белоруссии был привлечен известный ученый В. И. Пичета), укрепления материально-технической базы вуза, а также улучшения посещаемости занятий студентами. В частности, он организовал работу старостата, добился присвоения вузу статуса ударного, что давало право студентам не призываться в армию и получать небольшое содержание. Решение о создании первого в истории Белоруссии высшего технического учебного заведения могло сыграть огромную роль в подготовке инженерно-технических кадров высшей квалификации, дать толчок развитию индустриализации, значительно ускорить социально-экономическое развитие Белорусской земли.

Однако весной 1921 г. большевики усилили борьбу с членами, даже бывшими, других партий. В итоге 9 марта 1921-го Н. К. Ярошевич был арестован, но обвинения о его связях с заграничными правыми эсерами не подтвердились. В его защиту выступили и студенты, и преподаватели Белорусского государственного политехнического института и других образовательных учреждений. В середине апреля Н. К. Ярошевича освободили.

В то время шла подготовка к открытию Белорусского государственного университета, который начал свою работу в октябре 1921 г. Финансовое положение Белоруссии оставалось трудным. В этих условиях в руководстве республики возникло предложение о слиянии Белорусского государственного политехнического института и БГУ в один вуз, переводе различных специальностей и др. В результате с учетом многих факторов 29 июня 1922 г. Белорусский государственный политехнический институт был преобразован в сельскохозяйственный вуз (Горецкий сельскохозяйственный институт, восстановленный 7 апреля 1919-го, на тот момент находился за пределами ССРБ). Ректором был назначен А. Т. Кирсанов, а его заместителем – Н. К. Ярошевич. Таким образом, с упразднением БГПИ его имущество, студенты и преподаватели были переданы новому институту.

2 ноября 1922 г. Н. К. Ярошевича вновь арестовали. Несмотря на попытки А. Т. Кирсанова и других общественных деятелей защитить ученого-агронома, в январе 1923-го

его выслали в Ташкент. Там Н. К. Ярошевич работал в Среднеазиатском университете, Институте ирригации и механизации сельского хозяйства Узбекской ССР. В 1930 г. он в очередной раз был арестован и выслан вместе с семьей из Ташкента в сельскую местность. В 1933-м ему разрешили вернуться. В 1937 г. его вновь арестовали за «шпионаж в пользу иностранной разведки» и осудили на 10 лет исправительно-трудовых лагерей без права на переписку. Н. К. Ярошевич находился в Красноярлагере, где, скорее всего, был расстрелян. Такова очень непростая, трагическая судьба видного политического деятеля Белоруссии, ученого-агронома, основателя Белорусского государственного политехнического института, понимавшего значимость высшего технического образования для будущего страны и белорусского народа.

Н. К. Ярошевич известен не только как государственный и общественный деятель, но и как ученый. Он автор таких работ, как «О почвах Белоруссии», «Сельскохозяйственные районы Белоруссии», «Организация крестьянского хозяйства Средней Азии (популярный очерк)» и др.

ЛЫСОВ Сергей Ю. – директор (ректор) БПИ (1933)

Сергей Ю. Лысов родился в 1886 г. в России. Образование среднее. Состоял в разных партиях, с 1923-го – в КПБ. Работал в Калуге, Витебской губернии (губпродкомиссар, заведовал губсовпартшколой). Был хорошим оратором. С 1924 г. председатель главполитпросвета в Народном комиссариате просвещения Белоруссии. Затем переведен в сельскохозяйственную кооперацию. Проявлял себя как требовательный и настойчивый работник. В январе 1925-го направлен на работу в Белсельпромсоюз (табачно-бродильная промышленность) первым заместителем и одновременно заведующим Оргинстром Сельпромсоюза. В мае 1925 г. избран председателем Белсельпромсоюза. С 1 июля 1927 г. – инспектор высших учебных заведений Наркомпроса Белоруссии. В это время в стране идет процесс реорганизации высшего образования. 1 октября 1929-го в республиканских газетах появились сообщения об открытии нового втуза в ССРБ. Инициатором придания вузу политехнического характера стал С. Ю. Лысов, который в 1933-м был назначен первым ректором восстановленного Белорусского политехнического института. В протоколе заседания Совнаркома ССРБ на основе постановления от 1 июля 1933 г. № 950 «Об организации Политехнического института» было записано: «п. 5. Назначить директором Политехнического института т. Лысова». Это решение было подписано Председателем Совета народных комиссаров БССР Н. Голодедом.

По мнению С. Ю. Лысова, высшая школа в республике в соответствии с постановлением ЦИК СССР от 19 сентября 1929 г. должна была идти по пути объединения однотипных учебных заведений. В итоге в Белоруссии были упразднены небольшие, по существу однопрофильные вузы (энергетический, строительный, торфяной, водно-мелиоративный, химико-технологический и пищевой промышленности) и на их базе создан единый политехнический институт. В новом вузе было решено создать четыре крупных факультета: химико-технологический (путем перевода его из БГУ) с лесохимическим, торфяным, пищевым, керамическо-стеклянным отделениями; механический с электротехническим, теплотехническим, машиностроительным, лесомеханическим, текстильным отделениями; строительный с отделениями фабрично-заводского строительства, коммунальным, жилищным, дорожным; промышленно-экономический. Началась новая страница в истории высшего технического образования Белоруссии. К сожалению, дальнейшая судьба С. Ю. Лысова неизвестна (по некоторым сведениям, он умер в 1934 г.).

ДРУЖЕЛОВСКИЙ Иван Иосифович – ректор БПИ (1934–1936)

Иван Иосифович родился 8 октября 1905 г. в г. Вильнюсе в семье рабочего. Трудовую биографию начал в 1919-м экспедитором на железной дороге в Гомеле, работал слесарем, председателем профкома, инспектором по профессионально-техническому образованию в системе железной дороги. В 1931 г. стал директором Минского химико-технологического техникума (создан в 1930 г.). После упразднения ряда небольших институтов был назначен ректором (в возрасте 29 лет) воссозданного Белорусского политехнического института (приступил к работе в 1934 г.). В 1936-м стал директором кинофабрики «Беларусь» в Ленинграде. В 1940–1953 гг. – заместитель наркома местной и топливной промышленности БССР. В годы войны работал в штабе партизанского движения, был награжден орденами Красного Знамени, «Знак Почета» (1944), медалями. В послевоенное время – заместитель, первый заместитель министра местной и топливной промышленности БССР (1953–1957), начальник управления торфяной промышленности (1957–1965) Совнархоза БССР, министр торфяной промышленности БССР (1965–1970). В 1970 г. вышел на пенсию. Много усилий приложил для успешного строительства торфобрикетного завода «Усяж» и других торфопредприятий. Избирался членом ревизионной комиссии ЦК КПБ. Отличался отзывчивостью и близостью к людям. Умер 2 мая 1990 г. Дочь И. И. Дружеловского Валентина работала старшим преподавателем кафедры английского языка БПИ.

ГОРИН Дмитрий Иустинович – ректор БПИ (1937–1939)

Дмитрий Иустинович родился 18 февраля 1907 г. в с. Потапьево Пителинского района Рязанской области в крестьянской семье. После получения начального образования учился в четырехлетнем профтехучилище, где получил специальность слесаря. С 1925 г. работал в Баку слесарем авторемонтных мастерских, сдал экстерном экзамены и получил документ о среднем образовании. В 1930–1935 гг. учился в Ленинградском автомобильно-дорожном институте. После окончания вуза работал мастером, начальником инструментального цеха отдела Могилевского авторемонтного завода. В 1937-м назначен директором Белорусского политехнического института (в возрасте 30 лет).

В 1939–1941 гг. – ученый секретарь АН БССР и заведующий группой технологии машиностроения, одновременно преподавал в БПИ курс «Технология производства и ремонта автомобилей». 22 июня 1941 г. мобилизован в Красную Армию, служил в 59-й истребительной авиационной дивизии 14-й воздушной армии по ремонту авиамоторов. С 1943 г. – в Москве, в штабе ВВС Советской Армии. Майор. После окончания войны – заместитель министра автомобильного транспорта БССР (1945–1952). В 1954-м ему присвоены степень кандидата технических наук и ученое звание доцента по кафедре «Автомобили» БПИ, где работал с 1952 г. В 1958 г. Д. И. Горин назначен директором (ректором) Белорусского института механизации сельского хозяйства (БИМСХ). В 1968–1977 гг. – заведующий кафедрой технологии сельхозмашиностроения БИМСХ. В дальнейшем руководил аспирантами, вел хозяйственные работы. Опубликовал более 70 научных работ, подготовил 11 кандидатов технических наук.

Д. И. Горин вел активную общественную работу, избирался членом Минского обкома партии, депутатом Минского областного и городского Советов народных депутатов. За большие заслуги в борьбе с немецко-фашистскими захватчиками, вклад в развитие народного образования награжден двумя

орденами «Знак Почета» и Отечественной войны II степени, а также медалями «За оборону Ленинграда», «За победу над Германией», четырьмя юбилейными медалями, нагрудными знаками. Умер 28 июня 1991 г. Три дочери Д. И. Горина окончили БПИ, две из них работали в нем; брат Михаил закончил три курса БПИ, в последние годы жизни работал на Минском часовом заводе.

ПОЗНЯК Самуил Иоахимович – ректор БПИ (1939–1941; 1945–1947)

Самуил Иоахимович родился 7 ноября 1897 г. в Минске в семье служащих. Ученый (химик-технолог), кандидат биологических наук, доцент. Окончил гимназию, а в 1924-м – химический факультет МВТУ имени Н. Э. Баумана. Работал в НИИ пищевой промышленности БССР (замдиректора по науке, директор). С 1928 г. преподавал в БПИ, с 1932 г. – доцент кафедры технологии бродильных производств. С 1 сентября 1939 г. назначен директором БПИ, одновременно работал заведующим кафедрой пищевых производств. В довоенные и послевоенные годы многое сделал для восстановления и развития материально-технической базы вуза, подбора и расстановки кадров. В годы Великой Отечественной войны был эвакуирован в тыл. Награжден орденом «Знак Почета» (1944), медалью «За доблестный труд в Великой Отечественной войне 1941–1945 гг.» (1946), Грамотой Верховного Совета БССР. В 1944 г. работал заместителем народного комиссара местной промышленности БССР по кадрам, в 1945-м вновь возглавил БПИ. С 1947 г. – заведующий, а затем доцент кафедры технологии пищевых производств. В БПИ стаж работы составил более 30 лет. Избирался депутатом Мингорсовета (1939–1946). Был внимателен к людям, проявлял чуткость. Умер 2 сентября 1966 г.

ДОРОШЕВИЧ Михаил Васильевич – ректор БПИ (1947–1959)

Михаил Васильевич родился 19 ноября 1900 г. в г. Орше в семье народных учителей. После окончания реального училища (1916) работал на строительстве железной дороги «Орша – Унеча». В годы Гражданской войны был бойцом особой Гомельской корпусной бригады, участвовал в боях, был ранен. После окончания войны продолжил учебу и в 1926 г. закончил землеустроительный факультет Горецкой сельскохозяйственной академии. Работая в Оршанском окрземеделе начальником партии, инструктором-ревизором по землеустройству, инспектором Наркомзема по топографическим съемкам, Михаил Васильевич был одним из организаторов новых по тому времени в Белоруссии топогеодезических работ по съемке городов, много сил и энергии отдавал разведке торфяных месторождений.

Уже в довоенный период М. В. Дорошевич многое сделал для развития технического образования и педагогической мысли в республике. В частности, он принимал непосредственное участие в создании и становлении Минского торфяного института (1931–1933 гг. – заместитель директора), Белорусского политехнического института (1933 г. – декан торфомелиоративного факультета, заведующий кафедрой геодезии), Гродненского строительного и Белостокского механико-машиностроительного техникумов (1940) и др. Работая в БПИ и других высших учебных заведениях, написал множество научно-методических работ, включая инструкции, руководства по различным видам съемок и камеральной обработке полевых материалов, что для того времени было весьма актуально. По его пособиям обучались несколько поколений студентов.

В годы Великой Отечественной войны М. В. Дорошевич работал доцентом Казахского горно-металлургического института в Алма-Ате, выполнял многие поручения правительства Казахстана: руководил экспедицией по поиску корунда, создавал топливную базу на угольных месторождениях Южно-Казахстанской области (Кельте-машат).

После освобождения Белоруссии от немецко-фашистских оккупантов М. В. Дорошевич сразу же вернулся в Минск. В 1944–1947 гг. работал директором Научно-исследовательского института строительных материалов, а с 1945-го – и заведующим кафедрой геодезии БПИ. Одновременно по поручению руководства республики разрабатывал мероприятия по восстановлению БГУ, БПИ и других вузов.

В 1947 г. в жизни М. В. Дорошевича наступил новый этап – он стал директором Белорусского политехнического института. На этом посту еще ярче проявились его организаторские и педагогические способности. Под руководством Михаила Васильевича были мобилизованы все возможные для того времени людские и материальные ресурсы для восстановления учебных корпусов и общежитий БПИ. По его инициативе перестроен фасад главного учебного корпуса, который и сегодня украшает главный проспект белорусской столицы. В итоге БПИ стал самым большим вузом республики и одним из крупнейших вузов СССР.

С 1955 по 1957 г. Михаил Васильевич руководил проектированием и строительством Белорусского института механизации и электрификации сельского хозяйства.

Учитывая его большие организаторские способности, огромный опыт в развитии системы образования, руководство республики в августе 1959 г. назначило М. В. Дорошевича министром высшего, среднего специального и профессионального образования БССР. Работая в этой должности, он приложил много усилий для эффективного развития системы образования республики, укрепления материальной базы учебных заведений, улучшения профессиональной подготовки научно-педагогических кадров, укрепления связи образования с производством. Проявил себя и как активный общественный деятель: неоднократно избирался депутатом Минского городского Совета, членом Минского городского и областного комитетов партии, ЦК КПБ. В Верховном Совете БССР IV и V созывов являлся председателем бюджетной комиссии. Кроме того, был членом редколлегии журнала «Известия высших учебных заведений» по разделу «Геодезия и аэрофотосъемка», заместителем председателя правления Общества советско-иракской дружбы.

Плодотворная деятельность профессора М. В. Дорошевича по развитию высшего, средне-специального и профессионального образования в республике, его активная общественно-политическая работа были высоко оценены. Он награжден орденом Ленина, двумя орденами Трудового Красного Знамени, тремя Почетными грамотами Президиума Верховного Совета БССР, ему было присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники БССР». Михаил Васильевич в жизни был весьма скромным, принципиальным, требовательным к себе человеком, внимательно и чутко относился к людям и их проблемам, знал лично многих работников системы высшего образования и помнил их. М. В. Дорошевич ушел из жизни 28 января 1968 г. В его честь на здании главного корпуса БНТУ установлена мемориальная доска, его именем названа примыкающая к университету улица в Советском районе города Минска.

КОКИН Георгий Михайлович – ректор БПИ (1959–1962)

Георгий Михайлович Кокин – российско-белорусский автостроитель, ученый. Родился 31 января 1907 г. в селе Курба Ярославской области в многодетной семье. После окончания в 1927-м Ярославского индустриального техникума работал на заводе «Красный Перекоп», а затем на Ярославском государственном автомобильном заводе, где быстро вырос от конструктора до заместителя главного конструктора. В марте 1942 г. назначен главным конструктором завода. При его непосредственном участии разрабатывались отечественные трех- и четырехосные грузовики ЯГ-10, ЯГ-12, первые советские дизельные двигатели «Коджу», самосвалы ЯС-1 и ЯС-3, троллейбусы, автобусы и другие виды транспортной техники. В годы Великой Отечественной войны завод стал выпускать бронебойные снаряды, автоматы ППШ, а позже – гусеничные тягачи для транспортировки тяжелых орудий. За разработку этой техники Георгий Михайлович был награжден орденом Ленина.

В тяжелые 1942–1943 гг., когда шла Сталинградская битва, конструкторы завода под руководством Г. М. Кокина с честью справились с правительственным заданием и к декабрю 1944-го создали опытный образец автомобиля ЯАЗ-200 грузоподъемностью 7 т.

После освобождения территории Белоруссии от фашистов в Минске началось строительство автозавода. Г. М. Кокин в 1945 г. был назначен главным конструктором минского автогиганта. За созданный вскоре здесь автомобиль-самосвал МАЗ-205 Г. М. Кокин в 1949 г. был удостоен Сталинской премии. Собранные в конце октября 1947-го первые пять автомобилей МАЗ-205 возвестили о рождении белорусского автомобилестроения. В феврале 1951 г. на заводе начался серийный выпуск МАЗ-200, а затем и других моделей. В этих успехах – большой труд и талант конструкторов завода во главе с Г. М. Кокиным.

Г. М. Кокин в 1952 г. заочно окончил Московский автомеханический институт, а в сентябре 1954-го был избран на должность профессора кафедры «Автомобили» Белорусского политехнического института. Так начался новый период в жизни конструктора. На новом месте Георгий Михайлович стал основателем и первым заведующим кафедрой «Двигатели внутреннего сгорания» (1961–1977). В 1959–1960 и 1965–1973 гг. он декан автотракторного факультета, в 1959–1962 гг. – ректор Белорусского политехнического института. В этой должности он уделял огромное внимание улучшению качества обучения студентов, тесной связи с заводами республики и всего Советского Союза. Глубокие знания, практический опыт позволили ему успешно заниматься общественно-политической работой. Он дважды избирался депутатом Верховного Совета БССР (1947–1955), членом Минского горсовета (1957–1962). Заслуги Г. М. Кокина были высоко оценены. Он награждался орденом Ленина (1944), трижды орденом Трудового Красного Знамени (1949, 1952, 1961), медалями, в том числе ВДНХ СССР, Почетными грамотами Верховного Совета БССР (1957, 1977). В 1972 г. ему было присвоено высокое звание «Заслуженный работник высшей школы БССР». Почетный гражданин города Ярославля, автор многих изобретений, 60 научных работ. Г. М. Кокин умер 30 ноября 1984 г.

ЯЩЕРИЦЫН Петр Иванович – ректор БПИ (1962–1976)

Петр Иванович Ящерицын – крупный белорусский ученый в области машиностроения, организатор вузовской системы образования, производственник. Родился 30 июня 1915 г. в г. Людиново Калужской губернии. Трудовую деятельность Петр Иванович начал в 15 лет слесарем Людиновского локомотивного завода. В 1937 г. поступил в Бежицкий машиностроительный институт (ныне Брянский государственный технический университет), который окончил в эвакуации

в Свердловске в 1941 г. Работал на Свердловском государственном подшипниковом заводе № 6: старшим мастером, начальником цеха, начальником техотдела. С июля 1949-го – главный инженер данного завода. В августе 1952 г. стал директором Мисского подшипникового завода № 11, где проявил себя как высококвалифицированный специалист-практик, крупный организатор производства, ученый в области технологии машиностроения.

В июне 1962 г. П. И. Ящерицын назначен ректором Белорусского политехнического института. В 1963–1984 гг. одновременно работал заведующим кафедрой металлорежущих станков и обработки металлов резанием. В 1962-м защитил докторскую диссертацию (кандидатская диссертация была защищена еще в Свердловске). В 1964 г. ему присвоено звание профессора; в 1964–2005 гг. – профессор БПИ – БГПА – БНТУ. В 1969-м избран членом-корреспондентом, а в 1974-м – академиком АН БССР. Будучи ректором БПИ, Петр Иванович как опытный производственник большое внимание уделял укреплению связей вуза с крупными предприятиями Минска и всей республики, что позволяло повысить качество подготовки специалистов, а научные исследования приблизить к нуждам конкретных производств. По его инициативе были созданы первые учебно-научно-производственные объединения (УНПО). В институте успешно решались и социальные вопросы: строились жилые дома для сотрудников и общежития для студентов, появлялись новые учебные корпуса.

За плодотворную работу в организации учебного процесса и научных исследований в 1972 г. П. И. Ящерицыну присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники Белорусской ССР». В 1978 г. он стал лауреатом Государственной премии БССР в области техники (за организацию производства гидравлического оборудования высокого технического уровня на Гомельском производственном объединении «Гидроавтоматика»), а в 2005-м – лауреатом премии Национальной академии наук Беларуси.

В апреле 1976 г. начался новый этап в жизни и научном творчестве П. И. Ящерицына: он перешел на работу в АН БССР в качестве исполняющего обязанности академика-секретаря отделения физико-технических наук (с 1977 г. – академик-секретарь) и одновременно заведующего лабораторией физики поверхностных явлений Физико-технического института. В 1987–2002 гг. он советник Президиума НАН Беларуси, а с 2002-го – главный научный сотрудник Физико-технического института НАН Беларуси. В 1978–1985 гг. – главный редактор республиканского межведомственного сборника «Машиностроение».

Научные интересы П. И. Ящерицына были направлены на развитие фундаментальных прикладных наук, изучение проблем влияния технологической наследственности на эксплуатационные свойства деталей машин, технологии машиностроения, шлифования деталей, долговечности шлифованных деталей, технологии производства подшипников качения, надежности транспортных средств автоматических линий и др. Научные достижения ученого нашли отражение в его публикациях («Шлифование металлов» (соавтор Е. А. Жалнерович; Минск, 1970), «Основы технологии механической обработки и сборки в машиностроении» (Минск, 1974), «Технологическая наследственность в машиностроении» (соавторы Э. В. Рыжов, В. И. Аверченков; Минск, 1977), «Надежность транспортных средств автоматических линий» (соавтор В. С. Мадорский; Минск, 1966), «Основы резания материалов» (соавтор В. Д. Ефремов; Минск, 2008) и др.). Всего им опубликовано более 600 работ, в том числе

около 30 монографий, получено более 180 авторских свидетельств и патентов на изобретения. Под его научным руководством подготовлено 16 докторов и 87 кандидатов наук.

Петр Иванович Ящерицын – почетный доктор Словацкой высшей технической школы в Братиславе (1976) и БНТУ (1995), почетный профессор Брянского государственного технического университета. За свою плодотворную научную, производственную и учебную деятельность П. И. Ящерицын награжден орденами Ленина (1971), Октябрьской Революции (1975), Трудового Красного Знамени (1967), Дружбы народов (1985), Франциска Скорины, медалями. Являлся депутатом Верховного Совета БССР в 1963–1967 и 1971–1975 гг. В жизни был весьма скромным, чутким человеком, большим тружеником. П. И. Ящерицын умер 5 сентября 2005 г. Его именем названа учебная лаборатория машиностроительного факультета БНТУ, там же оформлен посвященный академику стенд.

ТКАЧЕВ Валентин Дмитриевич – ректор БПИ (1976–1983)

Валентин Дмитриевич Ткачев – ученый-физик. Родился в г. Минске 19 февраля 1939 г. В 1961-м окончил БГУ, в 1961–1962 гг. работал младшим научным сотрудником Института физики АН БССР, в 1962–1966 гг. – заведующим сектором, заведующим проблемной лабораторией полупроводников БГУ. С 1966-го – заведующий кафедрой в БГУ, одновременно с 1972 г. – заведующий отделом физики и техники полупроводников НИИ прикладных физических проблем при БГУ. Проявил себя как способный исследователь. Уже в 1968 г. (в 29 лет) стал доктором физико-математических наук, с 1969 г. профессор. В 1972-м молодому ученому присуждена премия Ленинского комсомола Белоруссии. В 1974 г. избран членом-корреспондентом АН БССР.

В 1976–1983 гг. – ректор Белорусского политехнического института. Находясь в этой должности, значительно активизировал научно-исследовательскую работу в вузе, приложил немало усилий для укрепления его материально-технической базы. В эти годы были построены 11А, 11Б, 15-й учебные корпуса, общежитие № 16, два жилых дома для сотрудников БПИ. Кроме того, три трехэтажных жилых дома, находившихся на территории института, были преобразованы в административно-хозяйственные корпуса, а их жильцы переселены в новые квартиры. Начал работать единственный в республике (среди вузов) 50-метровый плавательный бассейн. Были намечены и утверждены планы по сооружению новых корпусов. В учебный процесс активно внедрялись технические средства обучения. Большое внимание ректор уделял тесной связи учебного процесса с производством. В то время успешно развивались учебно-научно-производственные объединения «МАЗ – БПИ», «МТЗ – БПИ», «БелОМО – БПИ» и др. В 1980 г. В. Д. Ткачеву было присвоено высокое звание «Заслуженный деятель науки БССР». В 1980–1985 гг. являлся депутатом Верховного Совета БССР. В жизни отличался высокой требовательностью к сотрудникам и студентам. В 1983–1985 гг. работал заведующим лабораторией Института физики твердого тела и полупроводников АН БССР.

Талантливый ученый-физик, исследовал проблемы физики полупроводников, радиационной физики твердого тела, полупроводниковой электроники, спектроскопии твердого тела; обосновал модель образования устойчивых радиационных дефектов в полупроводниковых материалах; разработал высоко-

чувствительные оптические методы поиска дефектов в полупроводниках. Автор более 200 научных работ, в том числе монографии. Награжден медалью.

Наиболее значимые работы – «Радиационные нарушения в полупроводниках» (соавтор А. Ю. Юхневич; Вильнюс, 1966), «Люминесценция на дислокациях в кремнии» (соавторы В. И. Уренев, В. Ю. Явид; 1977). Трагически ушел из жизни 16 февраля 1985 г.

ЧАЧИН Виктор Николаевич – ректор БПИ – БГПА (1983–1994)

Виктор Николаевич Чачин – ученый в области технологии машиностроения. Родился в г. Гомеле 25 января 1930 г. В 1952-м окончил БПИ, работал мастером, заместителем начальника цеха Завода швейных машин в Орше. С 1958-го – в Физико-техническом институте АН БССР, с 1962 г. – заместитель директора института по научной работе. Одновременно с 1969-го – заведующий лабораторией физико-химической механики, в 1970–1983 гг. – директор данного института. Много сделал для внедрения научных разработок в производство. В 1960-м защитил кандидатскую диссертацию, а в 1973-м стал доктором технических наук, с 1976 г. профессор. В 1974 г. избран членом-корреспондентом, а в 1980-м – академиком АН БССР.

В 1983–1994 гг. работал ректором Белорусского политехнического института (с 17 апреля 1991 г. – Белорусская государственная политехническая академия). Инициатор создания Научно-технологического парка «Политехник» (1992). Автор более 250 научных работ, в том числе четырех монографий, 72 авторских свидетельств. Подготовил двух докторов и около 20 кандидатов наук. Лауреат Государственной премии БССР 1980 г. за исследование электроимпульсной обработки материалов, разработку комплекса прогрессивных технологий, создание специализированного оборудования для заводов машиностроения. Заслуженный деятель науки БССР (1983). Исследовал процессы деформирования листовых материалов под действием импульсных нагрузок, разработал методику расчета универсальных камер, выявил закономерности пластического деформирования металлов при нагрузке, занимался системами автоматизированного проектирования, ресурсосберегающими технологиями. Изучал процессы вибрационного шлифования металлов и методы абразивной обработки в активных средах и др.

Наиболее значимыми трудами являются: «Профилирование алмазных шлифовальных кругов» (соавтор В. Д. Дорофеев; 1974), «Электрогидравлическая обработка машиностроительных материалов» (1978), «Электрогидроимпульсная обработка материалов в машиностроении» (в соавторстве; 1987). Активно участвовал в работе научных советов и редколлегии.

Избирался членом ЦК КПБ, депутатом Верховного Совета БССР, депутатом Минского городского Совета народных депутатов. Являлся заместителем председателя секции по использованию импульсных нагрузок в технологии машиностроения Государственного комитета Совета Министров СССР по науке и технике. За большой вклад в развитие научных исследований, подготовку кадров награжден орденами Трудового Красного Знамени (1979), Ленина (1986), медалью. В жизни был весьма обаятельным, демократичным руководителем. Умер 6 июня 1994 г. В учебном корпусе машиностроительного факультета БНТУ есть стенд и учебная аудитория имени В. Н. Чачина. Сын Олег Викторович работал в БПИ (БГПА).

ДЕМЧУК Михаил Иванович – ректор БГПА (1994–2000)

Михаил Иванович Демчук – советский и белорусский ученый в области приборостроения, физик, государственный деятель. Родился 28 мая 1946 г. в д. Девятки Кобринского района Брестской области. После окончания школы с золотой медалью поступил на физический факультет Белорусского государственного университета, который закончил с отличием (1968). Учился в аспирантуре БГУ. После ее окончания в 1970–1985 гг. работал в БГУ младшим и старшим научным сотрудником, в 1976–1984 гг. – заведующим лабораторией НИИ прикладных физических проблем. В 1970-м успешно защитил кандидатскую, а в 1983-м докторскую диссертации по специальности «Приборы и методы экспериментальной физики». В 1983–1985 гг. – заведующий вновь созданной кафедрой автоматизации научных исследований. В 1985 г. ему присвоено звание профессора. В том же году перешел на партийную работу (заведующий отделом науки и учебных заведений ЦК КПБ). В 1988–1991 гг. министр народного образования БССР. В 1991–1994 гг. – заместитель председателя Совета Министров Беларуси. В эти годы многое делал для реорганизации и развития системы образования Республики Беларусь, Государственного комитета по науке и технологиям, Департамента по патентоведению, Агентства по авторским правам и др.

В 1994 г. стал ректором Белорусской государственной политехнической академии, где зримо проявились его глубокое знание проблем высшей школы и умение их решать. Под его руководством проводились структурные преобразования, укреплялась учебно-материальная база вуза, увеличивались значимость факультетов и число студентов из зарубежных государств. Отличался демократизмом руководства.

В 2000–2001 гг. он вновь работает заместителем премьер-министра Республики Беларусь. В 2001–2002 гг. – директор Центра системного анализа БГПА. В 2002–2016 гг. – ректор Республиканского института высшей школы БГУ, а затем, до своей кончины, – проректор по информационно-аналитической работе.

Несмотря на высокие государственные должности, активно занимался научными исследованиями, издал ряд книг, посвященных актуальным проблемам экспериментальной и технической физики, устойчивому развитию Беларуси, внес свой вклад в развитие лазеров, занимался разработкой трансфера технологий, технополисов и технопарков. Автор более 400 научных трудов, в том числе четырех монографий и 40 авторских свидетельств. Наиболее значимые труды: «Импульсная спектроскопия» (соавтор М. А. Иванов; 1986), «Республика Беларусь: системные принципы устойчивого развития» (соавтор А. Т. Юркевич; 2003), «Высшая школа в стратегии инновационного развития Республики Беларусь» (2006).

М. И. Демчук вел большую общественную работу. В 1986–1990 гг. являлся депутатом Верховного Совета БССР, а в 1989–1991 гг. – народным депутатом СССР, был председателем Президиума Международной академии технического образования (1995), академиком Международной академии организации и управления наук (1994), Белорусской инженерно-технологической академии, Международной академии высшей школы (1995), главным редактором журнала «Известия Международной академии технического образования» и др.

Член-корреспондент АН БССР (1986), лауреат Государственной премии БССР в области науки и техники за разработку и внедрение в практику оптико-

физических исследований статистических методов временного анализа быстроперемennых потоков светового излучения (1986), лауреат премии Ленинского комсомола Белоруссии в области науки и техники, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь (1996). Награжден Почетной грамотой Верховного Совета Беларуси. Умер 26 июля 2016 г.

ХРУСТАЛЕВ Борис Михайлович – ректор БГПА – БНТУ (2000–2017)

Борис Михайлович Хрусталеv – ученый в области ресурсо- и энергосбережения (машиностроение, строительство), государственный деятель Беларуси. Родился 21 июля 1947 г. в г. Гомеле. Окончил Белорусский политехнический институт в 1970 г. по специальности «Теплогазоснабжение и вентиляция». С 1976-го работал ассистентом в БПИ. В 1983–1998 гг. – заведующий кафедрой, в 1987–1997 гг. – проректор по учебной работе БПИ. В 1997–2000 гг. – первый заместитель министра образования Республики Беларусь, с октября 2000 г. – ректор Белорусской государственной политехнической академии (с 2002 г. – БНТУ). Под его руководством открыты новые факультеты, кафедры, специальности, центры сотрудничества с Казахстаном, Пакистаном, Венесуэлой, значительно расширилось взаимодействие с Китаем, создан первый в мире Институт Конфуция по науке и технике, факультет в Таджикистане, новые филиалы кафедр на производстве, больше внимания стало уделяться развитию физкультуры и спорта (создан спортивно-технический факультет, реконструирован стадион университета на главной площадке, построена полоса препятствий и др.), возросла компьютеризация вуза, возрождена работа студенческих строительных отрядов, отремонтирован ряд общежитий и учебных корпусов, выполнено благоустройство территории университета. На базе БНТУ проведены республиканские семинары по идеологической работе, деятельности студенческих отрядов. За заслуги в подготовке инженерно-технических кадров вуз был удостоен статуса базовой организации государств – участников Содружества Независимых Государств по высшему техническому образованию.

Автор более 250 научных трудов, в том числе трех монографий, 14 учебных пособий, двух терминологических словарей, 18 авторских свидетельств и патентов. Научные работы посвящены теории аэродинамики дисперсных потоков, проектированию и эксплуатации систем теплогазоснабжения и вентиляции, строительной теплофизики и вентиляции и др. Под его руководством созданы высокопроизводительные автоматизированные системы пневмотранспорта материалов, аппараты для очистки технологических выбросов. Доктор технических наук (1998), профессор (1991), член-корреспондент НАН Беларуси (2004), академик НАН Беларуси (2009), Заслуженный работник образования Республики Беларусь (1995), почетный профессор Люблинской политехники (Польша, 2012) и Гродненского государственного университета (2009), почетный доктор Ижевского государственного инженерно-технического университета имени М. Т. Калашникова (2010), почетный профессор Цзилиньского университета (Китай, 2019). Награжден орденами Франциска Скорины (2010) и Отечества (2017).

В 2004–2008 гг. – заместитель председателя Постоянной комиссии Совета Республики Национального собрания Республики Беларусь по образованию, науке, культуре и гуманитарным вопросам, а также член Национального олимпийского комитета Беларуси. В 2005–2008 гг. – депутат Парламентского Собрания Союза Беларуси и России. В настоящее время работает заведующим кафедрой «Теплогазоснабжение и вентиляция» БНТУ.

ХАРИТОНЧИК Сергей Васильевич – ректор БНТУ (с октября 2017 г. по н. в.)

Сергей Васильевич Харитончик – специалист в области машиностроения и компьютерной техники. Родился 7 марта 1971 г. в поселке городского типа Красном Смоленской области. В 1989–1994 гг. учился на автотракторном факультете БПИ (БГПА). После окончания с отличием вуза работал младшим научным сотрудником, научным сотрудником, старшим научным сотрудником, ученым секретарем, начальником отдела, директором компьютерного центра машиностроительного профиля ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», с июля 2005 г. – директор Республиканского компьютерного центра машиностроительного профиля данного института. Одновременно с 2002-го работал в БНТУ на кафедре «Большегрузные автомобили» автотракторного факультета. В 1999-м защитил кандидатскую, в 2012-м – докторскую диссертацию. В 2006 г. присвоено ученое звание доцента. С апреля 2014-го – декан машиностроительного факультета БНТУ. В 2016–2017 гг. работал проректором по учебной работе БНТУ, с октября 2017-го – ректор вуза. Автор более 120 научных работ, одной монографии и свыше 20 патентов на изобретения, полезные модели и промышленные образцы. На Международном автомобильном конгрессе FISITA-2010 (г. Будапешт, Венгрия) представленный им доклад удостоен диплома.

Сергей Васильевич внес существенный личный вклад в разработку, освоение и внедрение в практику наукоемких технологий виртуального проектирования, моделирования и испытаний для сокращения сроков и затрат на доводку автотракторной и комбайновой техники, а также для привлечения перспективной молодежи к выполнению научных исследований. В рамках заданий ГНТП «Машиностроение» активно участвовал в создании десятков новых моделей автомобильной и тракторной техники. Совместно с Минским автомобильным заводом создана концепция и изготовлены прототипы многозвенных магистральных автопоездов.

Под его руководством расширились направления учебной, научной и инновационной деятельности университета, продолжилось совершенствование организационной структуры БНТУ. Впервые в Беларуси организован и проведен XVI Европейский автомобильный конгресс под эгидой ЕАЕС и FISITA, в котором приняли участие представители 20 стран мира. В 2019 г. начат набор иностранных граждан на I ступень получения образования на английском языке по пяти специальностям.

Возобновлены дружеские связи и активизировано академическое взаимодействие с университетами Узбекистана. В 2019 г. постановлением президента Республики Узбекистан между БНТУ и Ташкентским государственным техническим университетом имени И. Каримова создан совместный Белорусско-Узбекский межотраслевой институт прикладных технических квалификаций в городе Ташкенте. В структуре БНТУ данный институт является самостоятельным подразделением и обеспечивает осуществление образовательной и научной деятельности, учебно-методической работы в рамках специальной подготовки специалистов. Совместный факультет по подготовке высококвалифицированных инженерно-технических кадров создан с Ташкентским государственным транспортным университетом. В целом совместные образовательные программы сформированы с 12 вузами Узбекистана.

18 июля 2019 г. заключено соглашение с Международным центром компетенций в горнотехническом образовании ЮНЕСКО (Санкт-Петербургский горный университет) о наделении БНТУ статусом опорного университета в горнотехническом образовании в Республике Беларусь.

Подготовлена и реализуется концепция превращения опытного завода «Политехник» в учебно-производственно-инновационную площадку, на которой сохраняется производственная деятельность завода, организуется учебный процесс студентов инженерно-

педагогического факультета и развивается инновационная деятельность Научно-технологического парка «Политехник» и его резидентов.

Большое внимание уделено развитию социальной сферы. Завершено строительство и введено в эксплуатацию общежитие № 18 в студенческой деревне, построенное с использованием китайской технической помощи. Выполнены ремонтные работы и введено в эксплуатацию общежитие № 14, переданное в 2019 г. в состав БНТУ. Реализованы подходы по развитию студенческого санатория-профилактория «Политехник», на его базе ежегодно в летний период организовывается оздоровительный лагерь для детей работников университета, жителей Советского района г. Минска, работников организаций-партнеров.

В 2006 и 2015 гг. С. В. Харитончик удостоивался стипендии президента Республики Беларусь как талантливый молодой ученый. Награжден Почетной грамотой НАН Беларуси и Почетной грамотой Министерства промышленности Республики Беларусь. Является членом редколлегии ряда научных журналов

* * *

Биографии ректоров БГПИ – БПИ – БГПА – БНТУ, их повседневная практическая деятельность убедительно показывают, что все они на разных этапах истории вуза стремились всемерно развивать высшее техническое образование в республике, вырабатывали свою стратегию его развития, вели плодотворную работу по укреплению материально-технической базы, совершенствованию учебно-воспитательного процесса, развитию научно-технического потенциала и связей с зарубежными вузами. Благодаря их политике БНТУ сегодня играет ведущую роль в сфере высшего технического образования в странах СНГ, укреплен международный авторитет университета, постоянно развиваются учебно-научные связи с вузами зарубежных государств, институтами Национальной академии наук Беларуси и ведущими предприятиями страны.

Университет сегодня является эффективным и перспективным образовательным и научно-инновационным комплексом. Здесь практически ежегодно открывается подготовка специалистов по новым, востребованным экономикой специальностям, что позволяет вузу готовить высококвалифицированных, инновационно ориентированных инженеров, экономистов, педагогов новой формации, отвечающих духу времени. Еще большему авторитету вуза будут содействовать развитие и укрепление учебно-научно-технологического кластера. Выпускники БНТУ способны адекватно реагировать на вызовы глобальных планетарных проблем, эффективно управлять социально-экономическими процессами белорусского государства. Это убедительно подтверждается востребованностью специалистов университета во всех отраслях народно-хозяйственного комплекса страны.

*Г. А. Вершина, канд. техн. наук, доц.,
первый проректор БНТУ,
К. И. Баландин, канд. истор. наук, доц.*

<https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-469-474>

УДК 621.793.71

Формирование плазменных порошковых покрытий из металлокерамики с последующим высокоэнергетическим модифицированием

Канд. техн. наук В. А. Оковитый¹⁾,

чл.-кор. НАН Беларуси, докт. техн. наук, проф. Ф. И. Пантелеенко¹⁾, инж. В. В. Оковитый¹⁾,
чл.-кор. НАН Беларуси, докт. физ.-мат. наук, проф. В. М. Асташинский²⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь),

²⁾Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. В статье представлены исследования по влиянию технологических параметров высокоэнергетической обработки на эксплуатационные свойства порошковых покрытий из металлокерамики. Как пример высокоэнергетической модификации покрытий рассматривается применение импульсно-плазменной обработки. В качестве использованных порошковых материалов покрытий выбраны различные варианты карбидосодержащей керамики с добавлением твердой смазки на железной основе. Покрытия из карбидосодержащей керамики с добавлением твердой смазки в металлической матрице на железной основе разрабатываются для замены аналогичных с матрицей на никелевой основе. Такие факторы, как трещиностойкость, износостойкость, обрабатываемость, хрупкость, а также экономические составляющие, часто ограничивают применение порошковых материалов на основе карбидной керамики с добавлением твердой смазки в матрице на никелевой основе. Когда определяющим эксплуатационным ресурсом детали является только процесс изнашивания, такие порошковые материалы необходимо заменять на более дешевые порошковые материалы на основе карбидной керамики с добавлением твердой смазки в матрице на основе железа. Предлагаемые разработки повышают износостойкость плазменного покрытия благодаря введению в материал высокохромистой стали и молибдена. Формируется оптимальная пористость в исходной порошковой шихте при синтезе композиционных материалов $\text{FeCrMo-MoS}_2\text{-TiC}$, происходит улучшение технологических параметров порошковых материалов, возрастает их коэффициент использования при плазменном напылении, удешевляется технология нанесения износостойких плазменных покрытий. Добавка элемента Мо в связующее FeCr повышает смачивание расплавом связующего карбидов титана при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе разрабатываемого композиционного порошка. Последующая послойная обработка напыленных плазмой покрытий из порошков разработанной керамики с применением повторяющихся импульсов плазменных потоков с различными уровнями энергии дает возможность сконструировать строго определенные структуры при необходимой и регулируемой пористости, уменьшающейся в определенной последовательности от наружных обработанных слоев до основы. Такой тип обработки приводит к заметному увеличению износостойкости у обработанных поверхностей трения, повышает маслоудерживающую способность, к тому же формируется значительная адгезионная и соответственно когезионная прочность сформированных слоев, граничных с основой. В соответствии с методическими разработками при изменении технологических характеристик импульсно-плазменных воздействий варьировали дистанции обработки, общее количество воздействий. Общее количество импульсов плазмы влияет на создаваемую толщину слоев плазменного покрытия после обработки и способствует оплавлению с уплотнением полученных обработкой плазмой покрытий и созданию структуры с упрочненными характеристиками.

Ключевые слова: высокоэнергетическая обработка, плазменное напыление, материалы на основе металлокерамики, оптимизация процесса, модифицирование под воздействием компрессионных потоков, ударно-волновое воздействие импульса, степень оплавления и уплотнения, морфология, структура покрытия

Для цитирования: Формирование плазменных порошковых покрытий из металлокерамики с последующим высокоэнергетическим модифицированием / В. А. Оковитый [и др.] // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 469–474. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-469-474>

Адрес для переписки

Оковитый Вячеслав Александрович
Белорусский национальный технический университет
ул. Я. Коласа, 22,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 293-93-71
niil_svarka@bntu.by

Address for correspondence

Okovity Vjacheslav A.
Belarusian National Technical University
22, Ya. Kolasa str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 293-93-71
niil_svarka@bntu.by

Formation of Plasma Powder Coatings from Cermet with Subsequent High-Energy Modification

V. A. Okovity¹⁾, F. I. Panteleenko¹⁾, V. V. Okovity¹⁾, V. M. Astashinsky²⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus),

²⁾A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of NAS of Belarus (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. The paper presents research on the effect of technological parameters of high-energy processing on the performance properties of powder coatings made of cermet. The use of pulse-plasma treatment is considered as an example of high-energy modification of coatings. As used powder coating materials, various versions of carbide-containing ceramics with the addition of a solid lubricant in an iron-based metal matrix have been selected in the paper. Coatings of carbide-containing ceramics with the addition of a solid lubricant in an iron-based metal matrix are being developed to replace those of a nickel-based matrix. Such factors as crack resistance, wear resistance, workability, brittleness, as well as economic components often limit the use of powder materials based on carbide ceramics with the addition of solid lubricant in the matrix based on nickel. When only the wear process determines the service life of a part, such powder materials should be replaced with cheaper powder materials based on carbide ceramics with the addition of solid lubricant in an iron-based matrix. The proposed developments increase the wear resistance of the plasma coating due to the introduction of high-chromium steel and molybdenum into the material. Optimum porosity is formed in the initial powder mixture during the synthesis of FeCrMo–MoS₂–TiC composite materials, there is an improvement in the technological parameters of powder materials, their utilization rate in plasma spraying increases, and the technology of applying wear-resistant plasma coatings becomes cheaper. The addition of the Mo element to the FeCr binder increases the wetting of titanium carbides by the binder melt during self-propagating high-temperature synthesis of the developed composite powder. Subsequent layer-by-layer processing of plasma-sprayed coatings from powders of the developed ceramics using repetitive pulses of plasma flows using different energy levels makes it possible to create strictly defined structures with necessary and controlled porosity, which decreases in a certain sequence from the outer treated layers to the base. Such treatment contributes to a significant increase in the wear resistance of the treated friction surfaces, increases the oil holding capacity, in addition, an increased adhesive and cohesive strength of the formed layers bordering the substrate is formed. Processing distances, the total number of impacts have been varied in accordance with the methodological developments, when changing the applied technological characteristics of pulse-plasma effects. The total number of plasma pulses influences on the created thickness of the plasma coating layers after treatment and contributes to the melting with compaction of the coatings obtained by the plasma treatment and the creation of a structure with hardened characteristics.

Keywords: high-energy processing, plasma deposition, cermet-based materials, process optimization, modification under the influence of compression flows, shock-wave action of the pulse, degree of melting and compaction, morphology, coating structure

For citation: Okovity V. A., Panteleenko F. I., Okovity V. V., Astashinsky V. M. (2020) Formation of Plasma Powder Coatings from Cermet with Subsequent High-Energy Modification. *Science and Technique*. 19 (6), 469–474. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-469-474> (in Russian)

Введение

Одна из важнейших причин выхода из строя деталей с плазменными покрытиями – термомеханические напряжения, которые возникают из-за рассогласования коэффициентов термического расширения металла основы детали и керамического напыленного слоя, а также из-за неравномерности при распределении температурного поля в плазменном покрытии [1–3]. В результате напыления исходных порошковых материалов высокотемпературная струя плазмы оказывает значительное влияние на химический состав наносимых композиционных порошковых частиц, что существенно снижает адгезионную и когезионную прочности покрытия, тем самым ухудшая эксплуатационные ха-

рактеристики. Следовательно, для получения качественных плазменных покрытий необходима разработка последующих технологических приемов для их упрочнения [4–6]. Уплотнение напыленных плазмой материалов с помощью высококонцентрированных потоков энергии (импульсов компрессионных плазменных потоков) будет способствовать повышению их качественных характеристик [7–9]. Последующая послойная обработка напыленных плазменных покрытий из порошков разработанной керамики повторяющимися импульсами плазмы при различных используемых уровнях энергии позволяет сконструировать в покрытии необходимые структуры при строго контролируемой пористости, уменьшая ее последовательно от наружных слоев к основе

у сконструированного плазменного покрытия [10, 11]. Это приводит к увеличению износостойкости, повышает маслоудерживающую способность полученных поверхностей трения и обеспечивает рост когезионной и адгезионной прочностей. Для реализации качественной высокоэнергетической обработки необходимо решить ряд задач:

- получить оптимальные технологические режимы от воздействий импульсов компрессионных плазменных потоков на сконструированные плазменные покрытия;
- проконтролировать формирование структуры и свойств у слоев, полученных плазменным напылением износостойких покрытий в процессе их модификации;
- создать технологически обоснованные рекомендации для повышения параметров износостойкости, главным образом, за счет использования различных уровней энергии при получении упрочненных структур.

Методика исследований импульсно-плазменной обработки

Полученная методика оптимизации параметров обработки при импульсно-плазменном воздействии основана на необходимости формирования в разрабатываемом покрытии упрочненно-износостойких структур при высокоэнергетическом воздействии. В случае однократного теплового воздействия импульсом происходит сверхбыстрое охлаждение участка покрытия из-за теплоотвода в основу (подложку) и переплав слоя плазменного покрытия порядка 30 мкм. Степень кратковременности оплавления композиции влияет на количество центров кристаллизации у материала. При сверхбыстром охлаждении оно способствует получению упрочненных структур. Последующее уплотнение и пластическая деформация сформированного износостойкого слоя могут получаться из-за ударно-волнового воздействия. Из [1–3] известно, что пластическое течение в кристаллах способствует приобретению полученным материалом характеристик, свойственных аморфным, и формированию специальных структур диссипации, в которых происходят изменение ближнего порядка атомов и их перераспределение. Возможность формирова-

ния таких структур напрямую связана со степенью пластической деформации и уплотнения. Чем больше степень, тем больше структур диссипации. На этом основании критерием при оптимизации импульсно-плазменной обработки выбрана максимальная степень уплотнения износостойких покрытий из карбидосодержащей керамики с добавлением твердой смазки на железной основе. Это достигается за счет изменения дистанции воздействия до минимальных значений, что приводит к увеличению энергетического уровня при ударно-волновом и тепловом воздействиях импульса [11–13]. Однако разрушение плазменных покрытий (деградация) ограничивает уменьшение дистанции воздействия.

Исследования проводили на анализаторе изображения (МОР-АМОЗ, AutoScan) и на металлографическом микроскопе MeF-3 (Reichert, Австрия). Измеряли микротвердость полученных покрытий как основного показателя, характеризующего формирование фаз с повышенной прочностью. Обработку компрессионной плазмой осуществляли при помощи магнитоплазменного компрессора (МПК), работающего в режиме «остаточного газа». В вакуумную камеру, предварительно откачанную, добавляли рабочий газ (азот) до заданного уровня давления. Его применение способствует образованию соединений типа MeB/MeN, а они, в свою очередь, повышают твердость и износостойкость полученной структуры. Характеристики процесса: плотность подводимой энергии при осуществляемых импульсных воздействиях порядка $(2-3) \cdot 10^5$ Вт/см²; значения амплитуды разрядного тока у магнитоплазменного компрессора – от 70 до 100 кА; необходимая длительность при разряде – 150 мкс. Процесс напыления осуществляли на универсальной плазменной установке УПУ-ЗД, для подачи напыляемого материала использовали питатель TWIN-10.

Обсуждение полученных результатов импульсно-плазменных воздействий на покрытия из металлокерамики

Варьировали количество импульсов, изменяющих толщину износостойких слоев покрытия после обработки, и дистанцию воздействия

импульсами при изменении технологических характеристик импульсно-плазменной обработки. Необходимость высоких характеристик когезионной и адгезионной прочности является основным требованием для износостойких плазменных покрытий. Поэтому для оплавления и уплотнения покрытий по всей толщине необходимо строго определенное количество импульсов.

В табл. 1 приведены результаты, полученные при оптимизации дистанции высокоэнергетического модифицирования.

Таблица 1

**Данные оптимизации дистанции
высокоэнергетической обработки**

Optimization data of high-energy processing distance

Получаемое износостойкое покрытие	Расстояние при компрессионной плазменной обработке, м	Пористость, полученная в результате напыления, %
FeCr30Mo3 – 12 % (MoS ₂) – 30 % (TiC)	0,09	3,2–3,9
	0,08	2,4–3,0
	0,07	2,1–2,8
	0,06	2,0–2,6
	0,05	Деградация покрытия
FeCr30Mo3 – 12 % (MoS ₂) – 50 % (TiC)	0,09	4,1–4,5
	0,08	3,0–3,4
	0,07	2,7–3,3
	0,06	Появление трещин
FeCr30Mo3 – 12 % (MoS ₂) – 70 % (TiC)	0,09	4,6–5,4
	0,08	4,0–4,7
	0,07	3,6–4,5
	0,06	Появление трещин

Оптимальным для импульсно-плазменных воздействий на материалы FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 50 % (TiC) (и 70 % (TiC)) было расстояние (дистанция обработки) в пределах 0,08 м. Это подтверждает стабилизация эксплуатационной характеристики пористости, значительного уменьшения которой при расстояниях менее 0,08 м уже не происходит. Такая ситуация объясняется мгновенностью при динамическом и тепловом воздействиях импульса плазмы и наличием тугоплавких карбидных фаз (50 и 70 %) в получаемых покрытиях, многократно препятствующих возрастанию степени оплавления у исследуемых покрытий. При дистанциях ≤ 0,06 м отмечены заметное

разрушение исследуемых покрытий и образование макротрещин. Оптимальное расстояние импульсно-плазменной обработки 0,07 м свойственно покрытиям из порошкового материала FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 30 % (TiC). Для того, чтобы получить полностью оплавленное покрытие, оптимизировали общее суммарное количество импульсов плазмы при высокоэнергетической обработке. Для оплавления без ухудшения геометрии поверхности покрытия для FeCr30Mo3 – 12 % MoS₂ – 30 % TiC необходимо 11–12 воздействий, для FeCr30Mo3 – 12 % MoS₂ – 50 % TiC – 13–14 воздействий, для FeCr30Mo3 – 12 % MoS₂ – 70 % TiC – 14–15 воздействий.

**Технологические характеристики
оптимизированных износостойких
плазменных покрытий**

Приведенная на рис. 1 микроструктура свойственна плазменному покрытию, сформированному при оптимизированных режимах высокоэнергетической обработки. Заметно, что слои полученных плазменных покрытий после высокоэнергетической обработки состоят из модифицированного металлокерамического материала. Достаточно равномерное распределение в покрытии структурных составляющих способствует повышению характеристик износостойкости нанесенных композиционных материалов. На рис. 1 исследуемой микроструктуры заметны следы расплавленных частичек, из которых сформировано модифицированное покрытие. Состав у сложных порошковых соединений карбидов, свойственный исходным материалам и полученный после высокоэнергетической обработки износостойких покрытий, значительно не меняется. Это важно при конструировании необходимых технологических свойств у нанесенных плазменным напылением износостойких порошковых композиций. Увеличение в покрытии количества нетравленных участков говорит о наличии упрочненных структурных составляющих с необходимой коррозионной стойкостью, практически не растворимых в кислотных травителях.

Проводили анализ усредненной микротвердости полученных износостойких композиций. После обработки импульсной плазмой микротвердость материалов увеличилась на 1040–1320 МПа (рис. 2).



Рис. 1. Микроструктура FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 50 % (TiC) покрытия после импульсно-плазменной обработки, ×500

Fig. 1. Microstructure of FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 50 % (TiC) coating after pulse plasma treatment, ×500

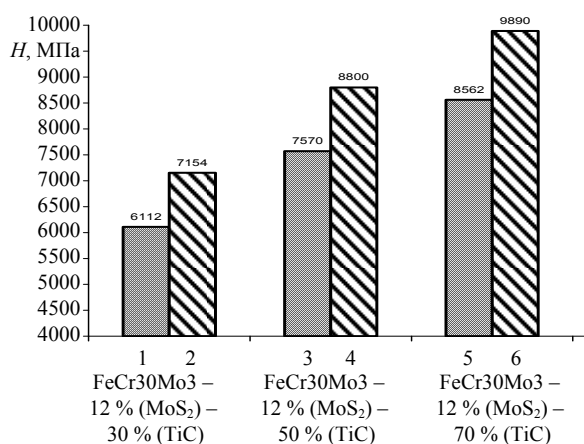


Рис. 2. Значения микротвердости износостойких покрытий из порошков металлокерамики:

1, 3, 5 – плазменное напыление;
2, 4, 6 – импульсно-плазменная обработка материалов

Fig. 2. Values of micro-hardness of wear-resistant coatings from cermet powders: 1, 3, 5 – plasma spraying;
2, 4, 6 – pulse-plasma treatment of materials

Такое можно объяснить эффективным формированием фазовых составляющих с повышенной прочностью. Рекристаллизация отсутствует, поскольку идет развитие процессов импульсно-плазменных воздействий вглубь полученного износостойкого покрытия. Предыдущие обработанные слои после уплотнения имеют пониженную общую пористость, что способствует повышению теплопроводности, поэтому они не смогут нагреться до высоких критических температур. Необходимая эффективность процесса высокоэнергетической обработки обеспечивается характером очень локального уплотнения (оплавления) у полученных износостойких слоев плазменных покрытий толщиной порядка 40–50 мкм, связанного с их последующим сверхбыстрым охлаждением.

ВЫВОДЫ

1. Осуществлена оптимизация важнейших технологических параметров высокоэнергетической модификации полученных износостойких покрытий, для чего использовались воздействия импульсов компрессионной плазмы. Износостойкие покрытия формировались порошковыми материалами FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 30 % (TiC), FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 50 % (TiC), FeCr30Mo3 – 12 % (MoS₂) – 70 % (TiC). В соответствии с разработанным методологическим подходом в качестве необходимых критериев при оптимизации режимов обработки выбрана максимальная степень локального уплотнения (оплавления) у напыленных порошковых композиций при полном отсутствии характерных признаков, подтверждающих факторы разрушения покрытия в случае воздействия компрессионной плазмы. Увеличение числа нетравленных участков свидетельствует о наличии упрочненных аморфных или нанокристаллических фаз.

2. При изменении технологических характеристик импульсно-плазменной обработки варьировали суммарное количество импульсов плазмы, влияющих на толщину износостойких слоев покрытия после обработки, и дистанцию при воздействиях импульсами плазмы. Износостойкие плазменные покрытия должны иметь высокие прочностные характеристики (когезионные и адгезионные). Следовательно, суммарное количество импульсов при обработке должно способствовать оплавлению (уплотнению) плазменных износостойких покрытий по всей толщине создаваемого слоя. Наиболее оптимальные дистанции при обработке импульсами компрессионной плазмы сконструированных износостойких покрытий – 0,07–0,08 м, а необходимое количество импульсов для полной обработки износостойких покрытий по всей толщине составляет 11–15. В структурах обработанного износостойкого покрытия достаточно равномерное распределение элементов, способствующих увеличению износостойкости сконструированных плазменных структур.

3. Параметр микротвердости у сконструированных материалов после компрессионной плазменной модификации увеличился до 1040–1320 МПа, чему в значительной мере поспособствовало формирование специальных аморфных фаз, обладающих повышенной прочностью.

ЛИТЕРАТУРА

- Газотермические покрытия / В. Н. Анциферов [и др.]. Екатеринбург: Наука, Урал. издат. фирма, 1994. 324 с.
- Нанесение покрытий плазмой / В. В. Кудинов [и др.]. М.: Наука, 1990. 244 с.
- Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик [и др.]. М.: Машиностроение, 1985. 261 с.
- Разработка композиционного материала на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки для газотермического напыления / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Наука и техника. 2012. № 4. С. 17–21.
- Исследование структуры плазменных износостойких покрытий на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки / Ф. И. Пантелеенко [и др.] // Наука и техника. 2013. № 6. С. 15–21.
- Исследование процессов обработки импульсами лазерного излучения плазменных покрытий из материалов на основе многофункциональной оксидной керамики / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. 2014. № 4. С. 3–10.
- Влияния температурного режима в системе покрытие-основание на формирование элементов неравновесных структур плазменных покрытий / В. А. Оковитый [и др.] // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: междунар. сб. тр. 2017. Т. 59, № 4. С. 43–47.
- Пантелеенко, Ф. И. Анализ и выбор возможных вариантов напыления композиционных многослойных покрытий из порошков оксидной керамики на модели элементов экранов противометеорной защиты / Ф. И. Пантелеенко, В. В. Оковитый, В. А. Асташинский // Машиностроение и техносфера XXI века: сб. тр. XXIV Междунар. науч.-техн. конф. в г. Севастополе, 11–17 сент. 2017 г. Донецк: ДонНТУ, 2017. С. 185–190.
- Формирование и исследование плазменных двухслойных композиционных покрытий (вязкий металлический NiCr и твердый ZrO₂ слой) / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. 2018. Т. 17, № 1. С. 21–28. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-1-21-28>.
- Технологические особенности формирования плазменных порошковых покрытий из керамики с неравновесной структурой / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. 2018. Т. 17, № 3. С. 183–189. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-3-183-189>.
- Формирование и исследование плазменных порошковых покрытий из оксидной керамики, модифицированной высокоэнергетическими воздействиями / В. А. Оковитый [и др.] // Наука и техника. 2018. Т. 17, № 5. С. 378–389. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-5-378-389>.
- Способ получения композиционного керамического материала: пат. Респ. Беларусь № 21217 / В. А. Оковитый, О. Г. Девоино, Ф. А. Пантелеенко, В. В. Оковитый. Оpubл. 30.08.2017.
- Способ получения композиционного керамического материала: пат. Респ. Беларусь № 21829 / В. А. Оковитый, О. Г. Девоино, В. В. Оковитый, В. М. Асташинский. Оpubл. 30.04.2018.
- Kulik A. Ya., Borisov Yu. S., Mnukhin A. S., Nikitin M. D. (1985) *Gas-Thermal Spraying of Composite Powders*. Moscow, Mashinostroenie Publ. 261 (in Russian).
- Panteleenko F. I., Okovity V. A., Devoino O. G., Panteleenko A. F., Okovity V. V. (2012) Creation of Composite Material on Basis of Oxide Ceramics with Inclusion of Solid Lubricant for Gas-Thermal Spraying. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, (4), 17–21. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2012-04-78-82> (in Russian).
- Panteleenko F. I., Okovity V. A., Talako T. L., Devoino O. G., Panteleenko A. F., Okovity V. V. (2013) Investigation of Plasma Wear Resistance Coating Structure on Basis of Oxide Ceramics with Inclusions of Solid Lubrication. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, (6), 15–21 (in Russian).
- Okovity V. A., Panteleenko F. I., Devoino O. G., Panteleenko A. F., Okovity V. V. (2014) Investigation of Processes on Treatment of Plasma Coatings Made of Materials Based on Multifunctional Oxide Ceramics with Laser Irradiation Impulses. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, (4), 3–10 (in Russian).
- Okovity A. V., Panteleenko F. I., Astashinsky V. M., Okovity V. V. (2017) Influence of Temperature Regime in the Coating-Basis System for Forming Elements of Non-Equilibrium Structures of Plasma Coatings. *Progressive Technologies and Systems of Mechanical Engineering: International Collection of Scientific Papers*. Donetsk, Donetsk National Technical University, 59 (4), 43–47 (in Russian).
- Panteleenko F. I., Okovity V. V., Astashinsky V. M. Analysis and Selection of Possible Options for Spraying Composite Multilayer Coatings of Oxide Ceramics Powders on the Model of Elements of Anti-Meteor Protection Screens. *Mashinostroenie i Tekhnosfera XXI Veka: Sbornik Trudov XXIV Mezhdunar. Nauch.-Tekhn. Konf. v g. Sevastopole, 11–17 Sentyabrya 2017 g.* [Mechanical Engineering and Technosphere of the XXI Century, Proceedings of the XXIV International Scientific and Technical Conference in Sevastopol, Sept. 12–17, 2017]. Donetsk, 185–190 (in Russian).
- Okovity V. A., Panteleenko F. I., Okovity V. V., Astashinsky V. M., Khramtsov P. P., Chernik M. Yu., Uglov V. V., Shimansky V. I., Cherenda N. N., Sobolevsky S. B. (2018) Formation and Study of Plasma Spraying Double-Layer Composite Coatings (Viscous Metallic NiCr and Solid ZrO₂ Layer). *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 17 (1), 21–28. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-1-21-28> (in Russian).
- Okovity V. A., Panteleenko F. I., Astashinsky V. M., Okovity V. V. (2018) Technological Specific Features on Formation of Plasma Powder Coatings from Ceramics with Non-Equilibrium Structure. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 17 (3), 183–189. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-3-183-189> (in Russian).
- Okovity V. A., Panteleenko F. I., Okovity V. V., Astashinsky V. M., Uglov V. V., Shimansky V. I., Cherenda N. N. (2018) Formation and Investigation of Plasma Powder Coatings Made of Oxide Ceramics Modified with High-Energy Effects. *Nauka i Tekhnika = Science & Technique*, 17 (5), 378–389. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-5-378-389> (in Russian).
- Okovity V. A., Devoino O. G., Panteleenko F. A., Okovity V. V. (2017) *Method for Producing Composite Ceramic Material*. Patent Republic of Belarus No 21217 (in Russian).
- Okovity V. A., Devoino O. G., Okovity V. V., Astashinsky V. M. (2018) *Method for Producing a Composite Ceramic Material*. Patent Republic of Belarus No 21829 (in Russian).

Поступила 01.07.2019

Подписана в печать 24.03.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

- Antsiferov V. N., Shmakov A. M., Ageev S. S., Bulanov V. Ya. (1994) *Gas-Thermal Coatings*. Yekaterinburg, Nauka, Ural Publishing Company. 324 (in Russian).
- Kudinov V. V., Pekshev P. Yu., Belashchenko V. E., Solonenko O. P., Safiullin V. A. (1990) *Plasma Coating*. Moscow, Nauka Publ. 244 (in Russian).

Received: 01.07.2019

Accepted: 24.03.2020

Published online: 30.11.2020

Легирование расплава подшипников скольжения на основе баббита

Чл.-кор. НАН Беларуси, докт. техн. наук, проф. В. К. Шелег¹⁾,
канд. техн. наук М. А. Леванцевич¹⁾, магистр техн. наук Е. В. Пилипчук¹⁾,
М. А. Кравчук¹⁾, канд. техн. наук И. А. Богданович²⁾, Т. Я. Богданова²⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь),

²⁾Барановичский государственный университет (Барановичи, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Предложена конструкция устройства, обеспечивающего возможность получения композиционных отливок подшипников скольжения на основе баббита путем замешивания в расплав легирующих добавок из антифрикционных порошков твердой смазки (графита, дисульфида молибдена и др.), обладающих плотностью, значительно меньшей по сравнению с плотностью самого баббита. Принцип замешивания основан на использовании многочисленных турбулентных потоков, возникающих вследствие вращения в материале расплава литникового стержня с проволочным ворсом, коэффициент плотности набивки которого не менее 0,1. Благодаря всасывающему воздействию этих потоков неметаллические частицы порошка твердой смазки не всплывают на поверхность расплава и после его кристаллизации остаются в теле отливки. Подача легирующего порошка твердой смазки осуществляется одновременно с подачей расплава баббита через центральный и распределительные литниковые каналы, выполненные во вращающемся стержне. Под действием центробежных сил частицы порошка и материал расплава через распределительные каналы вытекают к стенкам изложницы (формы), проходя через зону вращения металлического ворса. При этом благодаря всасывающему воздействию турбулентных потоков, возникающих за движущимся ворсом, происходит интенсивное смешивание частиц порошка с материалом расплава. Кроме того, в результате вращения проволочного ворса обеспечивается измельчение дендритных составляющих в отливках из баббита. Металлографическими исследованиями полученных на разработанном устройстве отливок установлено, что в структуре отливки, полученной по традиционной технологии, в большом количестве содержатся твердые кристаллы интерметаллидных соединений SnSb и Cu₃Sn, в то время как в структуре отливки, полученной с использованием предложенного устройства, наряду с вышеупомянутыми интерметаллидными соединениями, наблюдаются внедренные в закристаллизовавшийся расплав частицы порошка твердой смазки C + MoS₂.

Ключевые слова: подшипник скольжения, баббит, изложница, литник, отливка, сифонная заливка, турбулентная заливка, расплав, легирование, антифрикционные добавки, металлический ворс, порошки твердой смазки

Для цитирования: Легирование расплава подшипников скольжения на основе баббита / В. К. Шелег [и др.] // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 475–479. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-475-479>

Alloying the Melt of Sliding Bearings Based on Babbitt

V. K. Sheleg¹⁾, M. A. Levantsevich¹⁾, Y. V. Pilipchuk¹⁾, M. A. Kravchuk¹⁾,
I. A. Bogdanovich²⁾, T. Ya. Bogdanova²⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus),

²⁾Baranovichi State University (Baranovichi, Republic of Belarus)

Abstract. A device design is proposed that makes it possible to obtain composite castings of sliding bearings based on babbitt by mixing alloying additives from antifriction powders of solid lubricants (graphite, molybdenum disulfide, etc.) into the melt, having a density significantly lower than the density of babbitt itself. The principle of mixing is based on the use of numerous

Адрес для переписки

Шелег Валерий Константинович
Белорусский национальный технический университет
ул. Б. Хмельницкого, 9,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 292-74-54
metech@bntu.by

Address for correspondence

Sheleg Valery K.
Belarusian National Technical University
9, B. Hmel'nikskogo str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 292-74-54
metech@bntu.by

turbulent flows resulting from the rotation of a gating rod with a wire pile in the melt material, the packing density coefficient of which is not less than 0.1. Due to the suction effect of these flows, non-metallic particles of solid lubricant powder do not float to the surface of the melt and, after crystallization, remain in the body of the casting. The supply of alloying powder of solid lubricant is carried out simultaneously with the supply of the babbitt melt through the central and distribution gating channels made in a rotating rod. Under the action of centrifugal forces, powder particles and melt material flow through distribution channels to the walls of the mold (mold), passing through the rotation zone of the metal pile. In this case, intensive mixing of the powder particles with the melt material occurs due to the suction effect of turbulent flows arising behind the moving pile. In addition, as a result of the rotation of the wire pile, dendritic constituents are crushed in babbitt castings. Metallographic studies of the castings obtained on the developed device have shown that the structure of the casting obtained by traditional technology contains large quantities of solid crystals of intermetallic compounds SnSb and Cu_3Sn , while in the structure of the casting obtained using the proposed device, along with the aforementioned intermetallic compounds, particles of solid lubricant $\text{C} + \text{MoS}_2$ powder embedded in the crystallized melt are observed.

Keywords: sliding bearing, babbitt, mold, gate, casting, siphon filling, turbulent filling, melt, alloying, anti-friction additives, metal pile, solid lubricant powders

For citation: Sheleg V. K., Levantsevich M. A., Pilipchuk Y. V., Kravchuk M. A., Bogdanovich I. A., Bogdanova T. Ya. (2020) Alloying the Melt of Sliding Bearings Based on Babbitt. *Science and Technique*. 19 (6), 475–479. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-475-479> (in Russian)

Введение

Подшипники скольжения на основе баббита широко используются в качестве опор валов и осей в мобильных машинах, станках и технологическом оборудовании. Применение подобных подшипников предопределено тем, что они сохраняют высокую работоспособность при больших радиальных нагрузках и высоких скоростях вращения, обладают бесшумностью работы и виброустойчивостью, просты в изготовлении и ремонте и др. [1]. К числу их недостатков относят значительные потери на трение в подшипниковых опорах, особенно в периоды пуска агрегатов и при несовершенной смазке, что может способствовать возникновению задира, нарушению плавности хода и скорости взаимных перемещений деталей подвижного сопряжения. Кроме того, в процессе эксплуатации во избежание интенсивного изнашивания трущихся деталей, в особенности цапф валов и вкладышей подшипников, требуется их постоянное техническое обслуживание и смазывание, что приводит к росту эксплуатационных издержек и повышенному расходу дорогих смазочных материалов.

Перспективным направлением улучшения работоспособности подшипников скольжения на основе баббита является применение модифицированных композиционных баббитовых материалов, получаемых либо путем спекания порошковых смесей баббита с наноразмерной алмазнографитной шихтой УДАГ [2], либо посредством литья с введением в расплав легирующих добавок из компонентов твердой смазки (графита, дисульфида молибдена, углеродных нанотрубок и др.) [3, 4]. Подобные добавки способствуют существенному измельчению

структуры материала подшипника, благодаря чему значительно повышаются прочность и твердость сплава, а также улучшаются его антифрикционные свойства. Однако введение порошковых добавок в расплав представляет серьезные трудности. Прежде всего, это связано с тем, что удельный вес вводимых порошков значительно меньше, чем у материала расплава (например, удельная масса графита $j = 2,09\text{--}2,23 \text{ г/см}^3$ намного меньше удельной массы баббита Б-83, составляющей в жидком состоянии $j = 6,98 \text{ г/см}^3$) [5]. По этой причине при подаче порошкового материала в расплав он всплывает, конгломерируется и остается на поверхности вне тела отливки.

Стоит отметить, что известные сегодня способы получения подшипников скольжения на основе баббита методами центробежной заливки и сифонного литья не дают возможности получения отливок с легирующими добавками из неметаллических порошковых материалов [6–9]. В этой связи актуальной становится задача создания способов и конструкций устройств, обеспечивающих получение композиционных отливок подшипников скольжения на основе баббита с легирующими добавками из неметаллических антифрикционных порошковых материалов.

Цель исследований заключалась в разработке и экспериментальной проверке работоспособности конструкции устройства для заливки подшипников скольжения, позволяющего в процессе литья осуществлять легирование материала расплава подшипника скольжения неметаллическими антифрикционными порошковыми добавками на основе компонентов твердой смазки и получать таким образом композиционные отливки.

Методика и результаты исследований

Для достижения поставленной цели было разработано заливочное устройство (рис. 1а), содержащее неподвижный поддон 1, на котором смонтирована изложница 2, закрепленная к поддону с помощью крышки 3, вращающийся стержень 4 с центральным каналом 5, литником 6 и распределительными каналами 7 [10]. На наружной боковой цилиндрической поверхности вращающегося стержня выполнены по меньшей мере два продольных глухих паза, соосно которым в донной части вращающегося стержня сделаны глухие отверстия. В эти отверстия установлены с возможностью поворота нижние концы осей 8 с закрепленным на них с помощью омывающей втулки 9 металлическим ворсом 10, который выполнен из гофрированной стальной пружинной проволоки. Верхние концы осей соединены с концами кольцевых пружин 11 посредством прорезей на торцах осей, а вторые концы пружин закреплены на корпусе вращающегося стержня и закрыты крышкой 12. При этом каждый паз в поперечном сечении выполнен в виде треугольника (рис. 1б), угол φ при вершине которого определяется из выражения

$$\varphi = \arccos \frac{\left(\frac{D}{2} - t\right)^2 - \frac{d^2}{4} - l^2}{dl}, \quad (1)$$

где D – наружный диаметр подшипника скольжения; d – диаметр окружности, на которой расположены оси подпружиненных осей с металлическим ворсом; l – длина металлического ворса; t – толщина слоя заливки подшипника скольжения (рис. 1с).

Для предотвращения протекания расплава в донной части поддона (рис. 1а) установлена прокладка 13 из теплоустойчивого материала, например паронита.

Принцип работы устройства заключается в следующем. Обслуженный корпус изложницы (рис. 1а) после монтажа на неподвижный поддон вращающегося стержня в сборе с подпружиненными осями с металлическим ворсом, кольцевыми пружинами, крышкой 12 и литником устанавливают соосно стержню на неподвижный поддон и подогревают с помощью газовой горелки. Затем через литник заливают необходимое количество расплава баббита, одновременно подавая легирующий порошковый материал.

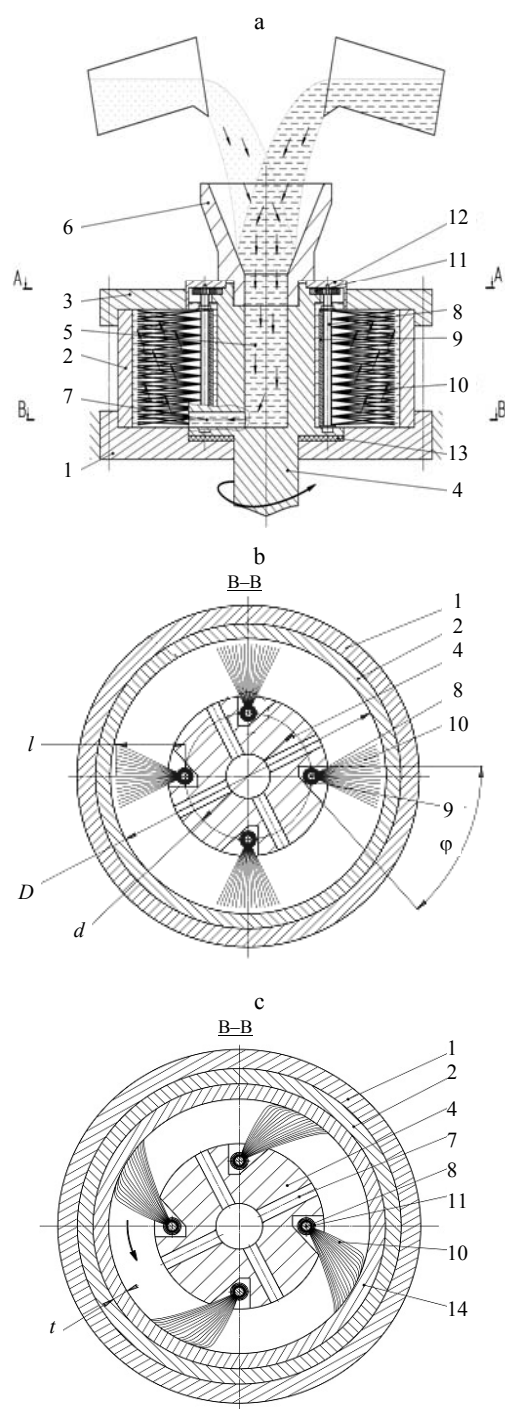


Рис. 1. Устройство для заливки подшипника скольжения: а – общая схема; б – сечение В–В с пазом в виде треугольника; с – сечение В–В для случая с закристаллизовавшимся подшипником скольжения (отливкой)

Fig. 1. Device for pouring a sliding bearing: а – general diagram; б – section B–B with triangle groove; с – section B–B for a case with a crystallized sliding bearing (cast)

Все время от начала заливки до полного застывания расплава осуществляют вращение

стержня с металлическим ворсом. При этом порошковый материал совместно с материалом расплава через центральный и распределительные каналы под действием центробежных сил вытекает из вращающегося стержня к стенкам изложницы, проходя через зону вращения металлического ворса, который интенсивно перемешивает порошковый материал с расплавом. Частицы порошкового материала не всплывают на поверхность расплава благодаря всасывающему воздействию многочисленных турбулентных потоков, возникающих за вращающимися ворсинками. По мере кристаллизации расплава металлический ворс (рис. 1с) вследствие возникающих сил сопротивления от затвердевания расплава поворачивается совместно с осями в сторону, противоположную вращению стержня. Предложенная форма и расположение сторон продольных пазов под углом φ в поперечном сечении, выполненных на боковой поверхности стержня, обеспечивают необходимый поворот осей с ворсом и последующее извлечение его из отливки.

Гофрированный металлический ворс вращающегося стержня, наряду с созданием турбулентных потоков в расплаве, измельчает дендритную структуру, что способствует снижению дендритной ликвации и дегазации металла заливки. После полной кристаллизации стержень с металлическим ворсом свободно достается из формы. Корпус изложницы с отливкой 14 извлекается из поддона.

Для проверки работоспособности предлагаемого устройства произведена заливка подшипника скольжения в стальной корпус изложницы со следующими размерами: наружный диаметр 120 мм, внутренний диаметр 100 мм, высота 40 мм. Стержень с проволочным ворсом имел размеры: диаметр вращающегося стержня 50 мм, диаметр окружности установки подпружиненных осей с металлическим ворсом относительно центральной оси вращения стержня 40 мм, металлический ворс по длине подпружиненной оси 39 мм, длина ворса 29 мм, коэффициент плотности набивки ворса 0,1. Для изготовления металлического ворса использовали гофрированную проволоку диаметром 1,0 мм из пружинной стали 65С2ВА (ГОСТ 14959–79). Внутренний угол φ при вершинах продольных пазов, выполненных на наружной поверхности вращающегося стержня, рассчитанный по выражению (1) [9] для толщины слоя заливки $t = 5$ мм, с учетом допуска составил $47^\circ \pm 1,5^\circ$.

Облуженный корпус подшипника устанавливали на поддон и нагревали снаружи с помощью газовой горелки до температуры (250–270) °С. Заливку производили расплавом оловянного баббита Б83 (ГОСТ 1320–98), содержащего 10–12 % Sb и 5,5–8,5% Cu (основа – Sn), матрицу, состоящую из твердого раствора сурьмы и меди в олове (α -фаза), в которую включены твердые кристаллы интерметаллидных соединений SnSb (β -фаза) и Cu_3Sn (ε -фаза) [5]. При этом заливка осуществлялась через литник вращающегося стержня с проволочным ворсом при температуре расплава (400–410) °С одновременно с засыпкой в равных долях порошковой смеси графита и дисульфида молибдена в концентрации 1,2 мас. %. Все время от начала заливки до полного затвердевания расплава выполняли вращение стержня с металлическим ворсом с частотой вращения 450 мин⁻¹.

Металлографические исследования проводились для отливок, полученных по традиционной технологии (рис. 2а) и с использованием разработанного устройства (рис. 2б). В первом случае в большом количестве содержались твердые кристаллы интерметаллидных соединений SnSb и Cu_3Sn , а во втором наряду с интерметаллидными соединениями наблюдались внедренные в закристаллизовавшийся расплав частицы неметаллической порошковой смеси C + MoS₂.

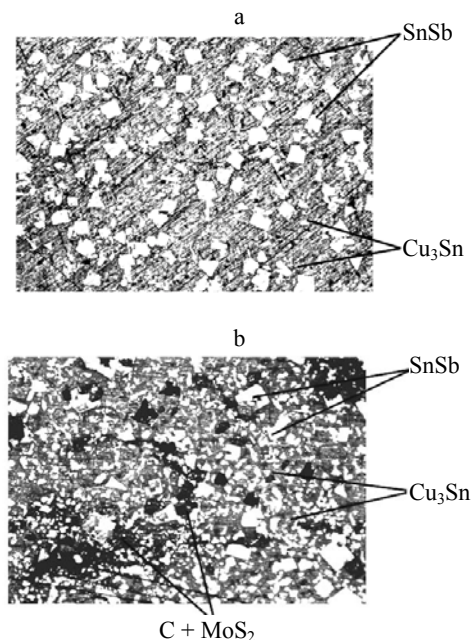


Рис. 2. Структура немодифицированного (а) и модифицированного (б) баббита Б83, $\times 100$

Fig. 2. Structure of unmodified (a) and modified (b) B83 babbitt, $\times 100$

ВЫВОД

Предложена конструкция устройства для заливки подшипников скольжения, позволяющего получать модифицированный композиционный материал на основе баббита Б83 с легирующими антифрикционными порошковыми добавками на основе компонентов твердой смазки (графита, дисульфида молибдена, нитрида бора и др.), который практически невозможно получить, используя известные литейные устройства. Есть основания полагать, что подобные добавки могут способствовать улучшению триботехнических характеристик подшипников скольжения, изготовленных из этих материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов, М. Н. Детали машин / М. Н. Иванов. М.: Высш. шк., 1984. 336 с.
2. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П. А. Витязь [и др.]. Минск: Бел. наука, 2011. С. 170–173.
3. Стеценко, В. Ю. Фрикционная износостойкость баббитов, модифицированных углеродными нанотрубками / В. Ю. Стеценко, А. И. Ривкин, К. Н. Баранов // Наноструктуры в конденсированных средах: сб. науч. статей. Минск, 2011. С. 169–172.
4. Алифанов, А. В. Разработка и исследование модифицированного баббитового материала с целью использования его при ремонте тяжело нагруженных подшипников скольжения / А. В. Алифанов // Литье и металлургия. 2012. № 3. С. 83–86.
5. Б83 – Оловянные баббиты [Электронный ресурс] // Магистр стали и сплавов. Режим доступа: http://www.splav-kharkov.com/mat_start.php. Дата доступа: 25.11.2016.
6. Устройство для турбулентного перемешивания кристаллизующегося металла в процессе центробежного литья: пат. Российск. Федерации 53947 U1, МПК B22D 7/04 / Б. А. Потехин, А. Н. Глушенко; заявитель ГОУ ВПО «Уральский государственный лесотехнический университет»; № 2005135247/22; заявл. 14.11.2005; опубл. 10.06.2006 // Изобретения. Полезные модели / Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. 2006. № 16.
7. Устройство для заливки подшипников скольжения: пат. Российск. Федерации 38649 U1, МПК B22D 7/04 / Б. А. Потехин, А. Н. Глушенко, В. В. Илюшин; опубл. 10.07.2004.
8. Потехин, Б. А. Влияние способов литья на структуру и свойства оловянного баббита / Б. А. Потехин, В. В. Илюшин, А. С. Христолюбов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 8. С. 16–21.

9. Потехин, Б. А. Свойства баббита марки Б83 / Б. А. Потехин, А. Н. Глушенко, В. В. Илюшин // Технология металлов. 2006. № 3. С. 17–22.
10. Устройство для заливки подшипника скольжения: пат. на изобрет. Респ. Беларусь № 22000 по заявке № a20160244 / М. А. Леванцевич, Е. В. Пилипчук, В. К. Шелег, М. А. Белоцерковский, Н. Н. Максимченко, В. Н. Калач, Ф. Ф. Давыдовский; заявл. 27.06.2016; опубл. 30.06.2018 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2018. № 3. С. 87–88.

Поступила 02.04.2020

Подписана в печать 09.06.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Ivanov M. N. (1984) *Machine Parts*. Moscow, Vysshaya Shkola Publ. 336 (in Russian).
2. Vityaz' P. A., Zhornik V. I., Kukareko V. A., Komarov A. I., Senyut' V. T. (2011) *Modification of Materials and Coatings with Nano-Sized Diamond-Containing Additives*. Minsk, Belaruskaya Navuka Publ., 170–173 (in Russian).
3. Stetsenko V. Yu., Rivkin A. I., Baranov K. N. (2011) Frictional wear Resistance of Babbitts Modified with Carbon Nanotubes. *Nanostruktury v Kondensirovannykh Sredakh: Sbornik Nauchnykh Statei* [Nanostructures in Condensed Matter: Collection of Scientific Articles]. Minsk, 169–172 (in Russian).
4. Alifanov A. V. (2012) Development and Research of Modified Babbitt Material for the Purpose of its Use in the Repair of Heavy-Loaded Plain Bearings. *Lit'e i Metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, (3), 83–86 (in Russian).
5. B/Б83 – Tin Babbitts. *Brand of Steel and Alloys*. Available at: http://www.splav-kharkov.com/mat_start.php. (Accessed: 25 November 2016) (in Russian).
6. Potekhin B. A., Glushenko A. N. (2006) *Device for Turbulent Mixing of Crystallizing Metal in the Process of Centrifugal Casting*: Patent Russian Federation No 53947 U1 (in Russian).
7. Potekhin B. A., Glushenko A. N., Ilyushin V. V. (2004) *Device for Filling Plain Bearings*: Patent Russian Federation No 38649 U1 (in Russian).
8. Potekhin B. A., Ilyushin V. V., Khristolyubov A. S. (2009) Influence of Casting Methods on the Structure and Properties of in Babbitt. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov = Metal Science and Heat Treatment*, (8), 16–21 (in Russian).
9. Potekhin B. A., Glushenko A. N., Ilyushin V. V. (2006) Properties of B/Б83-Grade Babbitt. *Tekhnologiya Metallov*, (3), 17–22 (in Russian).
10. Levantsevich M. A., Pilipchuk E. V., Sheleg V. K., Belotserkovsky M. A., Maksimchenko N. N., Kalach V. N., Davydovsky F. F. (2018) *Plain Bearing Pouring Device*: Patent of the Republic of Belarus No 22000 (in Russian).

Received: 02.04.2020

Accepted: 09.06.2020

Published online: 30.11.2020

Износостойкие металлоидсодержащие покрытия на сталях, полученные термодиффузионным насыщением и вакуумным осаждением

Докт. техн. наук, проф. В. М. Константинов¹⁾, канд. техн. наук А. В. Ковальчук¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Получены новые двухслойные износостойкие покрытия композиционного типа «термодиффузионный слой – вакуумное ионно-плазменное покрытие TiAlN», исследованы их дюрометрические и трибологические свойства. Установлено влияние предварительной химико-термической обработки стальной подложки на формирование ряда характеристик поверхности с ионно-плазменным керамическим покрытием. Предварительная карбонитрация, азотирование, карбидизация и борирование позволяют повысить фактически измеренную микротвердость поверхности с покрытием TiAlN в 3,4–13,2 раза и износостойкость по величине объемного износа в 2–3,4 раза. Отмечено, что фактически измеренная нанотвердость покрытий на подложках с термодиффузионными слоями значительно выше, чем на неупрочненных стальных подложках. Так, нанотвердость покрытий TiAlN толщиной 1 мкм на подложках с карбонитридным слоем при индентировании на глубину 0,1–0,9 мкм больше в 1,9 раза, модуль упругости больше в 1,7 раза, индекс пластичности H/E^* выше на 13,0 %, показатели упругого восстановления H^2/E^* и сопротивления пластической деформации H^3/E^{*2} выросли более чем в 2,1 и 2,4 раза соответственно. Вязкость разрушения при этом увеличилась в 4,5 раза. Предварительное борирование стальной подложки приводит к повышению фактически измеренной нанотвердости поверхности с покрытием до 1,8 раза, модуля упругости – до 1,8 раза, H^3/E^{*2} – до 1,8 раза, H^3/E^{*2} – до 1,8, жесткости поверхности – до 10,0 % при сохранении или увеличении до 8,0 % индекса пластичности H/E по сравнению с характеристиками, полученными при наноиндентировании покрытия TiAlN на неупрочненной стальной подложке. Обнаруженное явление связано с повышением вклада упрочненной подложки в упругое восстановление покрытия и индентационным откликом поверхности. Приведены результаты практического применения разработанных износостойких композиций.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, карбонитрация, карбидизация, азотирование, борирование, вакуумное ионно-плазменное покрытие, нанотвердость, модуль упругости, микротвердость, износостойкость

Для цитирования: Константинов, В. М. Износостойкие металлоидсодержащие покрытия на сталях, полученные термодиффузионным насыщением и вакуумным осаждением / В. М. Константинов, А. В. Ковальчук // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 480–491. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-480-491>

Wear-Resistant Metalloid-Containing Coatings on Steels Obtained by Thermal Diffusion Saturation and Vacuum Deposition

V. M. Konstantinov¹⁾, A. V. Kovalchuk¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. New two-layer wear-resistant coatings of the composite type “thermal diffusion layer – vacuum ion-plasma coating TiAlN” have been obtained, their durometric and tribological properties have been investigated in the paper. The study has made it possible to establish influence of preliminary thermochemical treatment of a steel substrate on the formation of surface

Адрес для переписки

Константинов Валерий Михайлович
Белорусский национальный технический университет
ул. Я. Коласа, 12,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 292-81-85
vm_konstantinov@bntu.by

Address for correspondence

Konstantinov Valery M.
Belarusian National Technical University
12, Ya. Kolasa str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 292-81-85
vm_konstantinov@bntu.by

characteristics with an ion-plasma ceramic coating. Preliminary carbonitration, nitriding, carbidization and boriding permit to increase the actually measured micro-hardness of a TiAlN-coated surface by 3.4–13.2 times and wear resistance in terms of volumetric wear by 2–3.4 times. It has been noted that the actually measured nano-hardness of coatings on substrates with thermal diffusion layers is significantly higher than on unhardened steel substrates. Thus, the nano-hardness of TiAlN 1 μm -thickness coatings on substrates with a carbonitride layer when indented to a depth of 0.1–0.9 μm , is 1.9 times higher, the elastic modulus is 1.7 times higher, the ductility index H/E^* is higher by 13.0 %, the rate of elastic recovery H^2/E^* and the rate of plastic deformation resistance H^3/E^{*2} – have been increased by more than 2.1 and 2.4 times, respectively. The fracture toughness has been increased by 4.5 times. Preliminary boriding of the steel substrate leads to an increase in the actually measured nanohardness of the coated surface up to 1.8 times, elastic modulus up to 1.8 times, H^2/E^* – up to 1.8 times, H^3/E^{*2} – up to 1.8 times, surface hardness – up to 10.0 %, while maintaining or increasing the plasticity index H/E up to 8.0 % in comparison with the characteristics obtained by nano-indentation of the TiAlN coating on an unhardened steel substrate. The discovered phenomenon is associated with an increase in the contribution of the hardened substrate to the elastic restoration of the coating and the indentation response of the surface. The paper presents the results of practical application of the developed wear-resistant compositions.

Keywords: thermochemical treatment, carbonitration, carbidization, nitriding, boriding, vacuum ion-plasma coating, nano-hardness, elastic modulus, micro-hardness, wear resistance

For citation: Konstantinov V. M., Kovalchuk A. V. (2020) Wear-Resistant Metalloid-Containing Coatings on Steels Obtained by Thermal Diffusion Saturation and Vacuum Deposition. *Science and Technique*. 19 (6), 480–491. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-480-491> (in Russian)

Введение

На протяжении всей истории металловедения поверхностное упрочнение сплавов занимало существенное место. Дефицит легирующих элементов, энергосбережение, ужесточение требований к деталям машин – вот лишь некоторые факторы, обусловившие интенсивное развитие теории и технологии поверхностного упрочнения в XXI в. Одними из наиболее распространенных и эффективных способов поверхностного упрочнения сталей являются химико-термическая обработка и нанесение вакуумных ионно-плазменных покрытий [1–3]. До недавнего времени эти технологии развивались параллельно, имея самостоятельные научно-технологические ниши. Известные технологии химико-термической обработки (ХТО) сплавов имеют богатую историю и отличаются всесторонней исследованностью и широким промышленным использованием. Традиционно применяемые методы ХТО – эффективные, однако зачастую малопроизводительные процессы. В этой связи перспективной является разработка способов поверхностного упрочнения на основе ХТО, включающих другие высокоэффективные виды поверхностного упрочнения.

Вакуумные ионно-плазменные технологии к концу XX в. достигли существенного прогресса. За последние десятилетия разработан ряд твердых и сверхтвердых наноструктурированных покрытий на основе металлоподобных тугоплавких химических соединений переходных металлов – нитридов, карбидов, боридов и других, которые отличаются по назначению, хими-

ческому составу, структуре и строению [1, 3–5]. Покрытия на базе системы Ti–Al–N давно прошли стадию «научно-лабораторных» и активно применяются в разнообразных областях техники; научный интерес к ним по-прежнему высок. Однако традиционные толщины получаемых вакуумным осаждением покрытий, ограниченные значениями 4–7 мкм из-за высоких внутренних напряжений в покрытии, наряду с уровнем их эффективной жесткости на реальных деталях, зачастую не в состоянии обеспечить высокую несущую способность покрытий. Это связано с тем, что свойства покрытий ограничиваются в том числе свойствами сплавов, на которые они наносятся, поскольку известно, что в процессе изнашивания, помимо самого покрытия, пластическую деформацию воспринимают и накапливают приповерхностные объемы деталей – материал металлической подложки [2, 4]. Также известно, что при формировании тонких твердых PVD-покрытий на металлической поверхности существует резкая граница в значениях твердости между покрытием и подложкой [1, 4, 6], градиент микротвердости может достигать 40 ГПа. Если металлическая поверхность, на которую наносят покрытие, пластична и не обладает достаточной жесткостью, то, несмотря на высокую твердость, покрытие при повышенных удельных нагрузках в процессе трения прогибается и разрушается под влиянием контактной нагрузки при взаимодействии с контртелом. При этом разрушение покрытия может происходить при нагрузках существенно меньше необходимых для появления пластической де-

формации в подложке [7, 8]. До последнего времени данный аспект синтеза покрытий оставался малоизученным.

На основании вышеприведенных соображений была сформирована новая концепция повышения эффективности упрочнения стальных деталей нанесением PVD-покрытий, заключающаяся в согласовании материалов, морфологии и свойств подложки и покрытия, а также в разработке технологий комплексного поверхностного упрочнения сплавов, включающей предварительную упрочняющую химико-термическую обработку стальной подложки с последующим нанесением PVD-покрытия. По результатам анализа научных работ [1, 4–6] и на основе авторского опыта выделен ряд критериев выбора сплавов подложек и способов их ХТО для эффективного сочетания с твердыми вакуумными ионно-плазменными покрытиями:

- градиент микротвердости покрытия к микротвердости подложки не должен превышать 100–150 %;

- близость кристаллического строения фаз подложки и покрытия или присутствие одинаковых элементов для формирования химически более однородной переходной зоны между покрытием и подложкой;

- отсутствие химического взаимодействия стальной подложки с покрытием, приводящего к деградации поверхности, или формирования микрогальванических пар;

- формирование в результате предварительной химико-термической обработки сжимающих остаточных напряжений на поверхности стальной подложки;

- насыщающий элемент, вводимый методами ХТО, должен обладать растворимостью в основном сплаве, а насыщение не должно приводить к формированию на подложке негативных структур, таких как σ -фаза и других;

- близкие коэффициенты теплового расширения материала покрытия и термодиффузионного слоя;

- стабильность структуры и свойств сплава подложки при температуре осаждения покрытия (для сталей – отсутствие необратимой отпускной хрупкости);

- высокое качество поверхности подложки после термодиффузионного насыщения или возможность доводочных операций после ХТО.

Выделен также ряд определяющих характеристик стальной подложки, которые будут способствовать повышению свойств в системе «поверхностно-упрочненная подложка – PVD-покрытие»: высокие значения микротвердости, жесткости, модуля упругости; высокая адгезионная способность подложки; субмикроскопический размер зерен и включений структурных составляющих сплава подложки на поверхности; высокое сопротивление малым пластическим деформациям и локализации деформации в поверхностном слое, обеспечение преимущественно вязкого характера разрушения; высокое сопротивление контактной усталости и релаксации напряжений поверхностного слоя, трещиностойкость.

Синтез технологий получения вакуумных ионно-плазменных покрытий и ХТО обеспечивает широкий спектр вариантов обработок сталей и сплавов, исследование которых представляется перспективной научной задачей. Известно, что в результате термодиффузионного насыщения на металлической поверхности формируется когезионно связанный с основным сплавом диффузионный слой, отличный по химическому, фазовому составу и свойствам. Следует отметить, что совместное применение технологий ХТО и нанесения вакуумного ионно-плазменного покрытия справедливо рассматривать как разновидность аддитивных технологий, поскольку на поверхности изделия путем термохимического воздействия и физического осаждения последовательно формируются слои нового, отличного по составу и свойствам материала – композиции «термодиффузионный слой – вакуумное ионно-плазменное покрытие» [9].

В последние годы в литературе появились отдельные сведения о применении ХТО с последующим нанесением PVD-покрытий. Известны способы такой комплексной обработки, включающие ионно-плазменное азотирование (ИПА) с последующим нанесением покрытий на базе системы Ti–N [2, 3, 6, 10]. При этом процессы ИПА и нанесения покрытия могут реализовываться в одном технологическом цикле, а насыщение металлической подложки азотом удобно для последующего нанесения покрытий на основе нитридов и формирования химически более однородной границы раздела «подлож-

ка – покрытие». Авторами [2, 7, 10] показано, что микротвердость и износостойкость упрочняемой поверхности в результате такой обработки могут дополнительно увеличиваться в 1,2–2 раза и до 2 раз соответственно. Известны также способы нанесения износостойкого покрытия на поверхность изделий из стали (детали машин, режущий инструмент, детали штампов и подшипников), включающие азотирование или нитроцементацию, очистку поверхности детали и нанесение многослойных, градиентных или нанокompозитных покрытий [1, 5, 6, 11]. Недостатками таких способов являются необходимость применения в качестве сплава подложки высоколегированных сталей для получения высокой микротвердости поверхности после ИПА и сравнительно низкий эффект повышения стойкости покрытий.

Сведения о влиянии упрочнения или модифицирования подложки на поведение вакуумных покрытий и изменение фактически определяемых с поверхности интегральных характеристик системы «подложка – покрытие» не систематизированы, а корректно сравнить их не представляется возможным. Это связано с тем, что процесс формирования свойств покрытия и переходной зоны между покрытием и подложкой является многостадийным. Подложка участвует в формировании фазового состава переходной зоны (границы раздела) между покрытием и подложкой, а также картины напряженного состояния поверхности и ее интегральных свойств. Топография поверхности подложки влияет на механизмы диффузии в тонкой пленке и на границе раздела, микроструктуру тонких пленок и их адгезию – силу и превалирующий тип зацепления пленки на подложке: диффузионное, физическое или механическое зацепление, процессы рекристаллизации и вторичное структурообразование. Поэтому исследования, связанные с фиксированием отдельных параметров, зачастую невозможны в связи с тем, что сохранить при этом неизменными другие параметры не представляется возможным [4, 8]. А в случаях, когда это возможно, свойства покрытий и всей поверхностной композиции меняются скачкообразно. Поэтому пока нет убедительных объяс-

нений механизмов формирования интегральных свойств систем «упрочненная подложка – вакуумное покрытие». Следует также отметить весьма ограниченный перечень применяемых процессов ХТО для рассматриваемых технологий. В этой связи актуальными являются исследования свойств обсуждаемых систем с подложками из различных сплавов с применением системного подхода – фиксирование состава и свойств покрытия, химизма процессов структурообразования и технологических параметров обработки подложки и нанесение покрытия таким образом, чтобы их взаимное влияние было незначительным или постоянным.

Следует отметить, что при нагружении большинства металлических поверхностей с покрытиями упругие напряжения в покрытии, как правило, выше, чем в подложке. Поэтому после нагружения происходит большее упругое восстановление покрытия, в то время как подложка восстанавливается слабее и медленнее. При увеличении нагрузки разница между напряжениями и деформациями покрытия и подложки существеннее. Чем больше нагрузка, тем меньше вклад покрытия и больше вклад подложки в общий индентационный отклик поверхности. Поэтому закономерно предположить, что пластические деформации в системах с подложкой из более твердого материала или с поверхностью упрочненной подложкой должны быть меньше, а упругое восстановление покрытия сильнее.

Широко распространенные и технологичные виды упрочняющей ХТО сталей – способы одно- и многокомпонентного насыщения, в которых насыщающим элементом являются металлоиды – бор, углерод, азот [3, 12, 13]. Один из наиболее эффективных способов ХТО для повышения микротвердости стальных подложек – процесс борирования. В результате борирования на поверхности стали могут формироваться диффузионные слои, микротвердость которых достигает 22 ГПа [9]. Наряду с боридными слоями, высокую микротвердость имеют диффузионные слои и отдельные фазы, образующиеся на поверхности углеродистых и легированных сталей в результате карбонитрации (нитроцементации), карбидизации (цементации)

и азотирования и имеющие микротвердость от 6 до 33 ГПа [3, 12]. При этом в результате борирования, азотирования, карбонитрации и карбидизации на насыщаемой поверхности стали формируются высокие остаточные напряжения сжатия.

Анализ градиента изменения микротвердости на границе «подложка – покрытие» Δ с учетом характера распределения микротвердости по толщине диффузионных слоев различных типов показал, что падение микротвердости на границе «подложка – покрытие» будет наименьшим для стальных подложек с диффузионным двухфазным ($\text{Fe}_2\text{B} + \text{FeB}$) боридным слоем по сравнению с вариантами однофазного боридного слоя, карбидных, азотированных и карбонитридных слоев (рис. 1) [9].

Помимо соотношения микротвердостей покрытия и подложки, существенным для формирования высоких значений интегральной (фактически измеренной) микротвердости системы «подложка – покрытие» является характер распределения микротвердости по толщине упроч-

ненного слоя подложки. Анализ свидетельствует, что наиболее предпочтительно плавное падение микротвердости по мере удаления от поверхности. Это связано с тем, что протяженность упрочненного «демпфирующего» слоя подложки влияет на степень упругого восстановления покрытия. Распределение микротвердости по толщине диффузионного двухфазного боридного слоя является ступенчатым с протяженными участками постоянной микротвердости, равными длине боридных игл фаз FeB с поверхности и Fe_2B ближе к основному сплаву, под которыми располагается подборидная зона, включающая легированный цементит. Такое распределение микротвердости, обусловленное особенностями строения боридного слоя, обеспечивает наибольшую эффективную толщину упрочненного слоя подложки по сравнению с распределением микротвердости по толщине однофазных боридных, карбидных, нитридных и карбонитридных слоев на сталях.

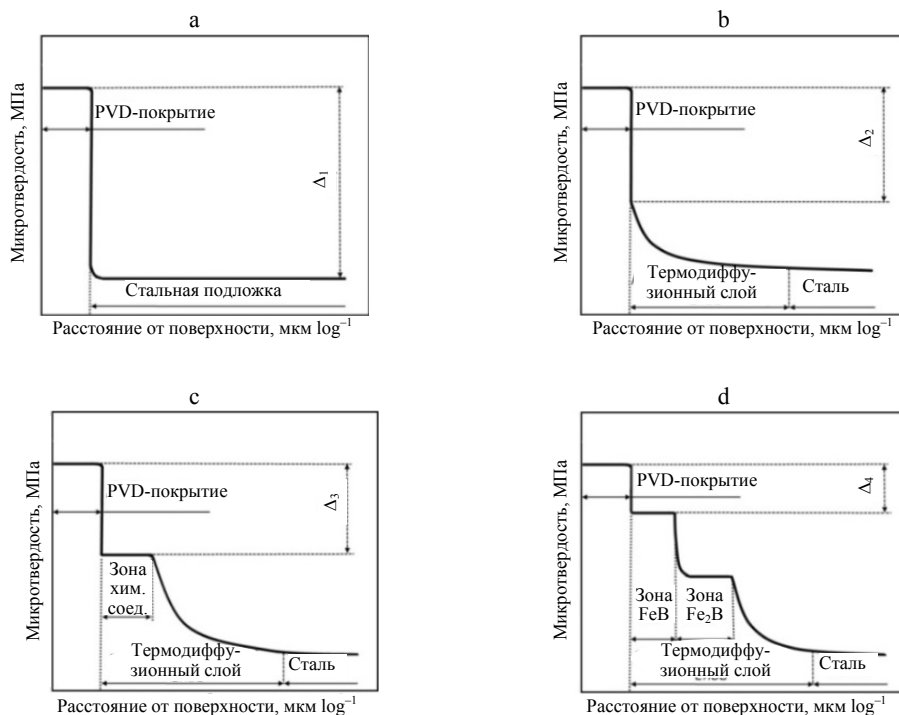


Рис. 1. Схемы распределения микротвердости по сечениям композиции «сталь – PVD-покрытие»: а – неупрочненная подложка; б – подложка с диффузионным карбонитридным или азотированным слоем; в – подложка с карбидным или однофазным боридным слоем; д – подложка с двухфазным боридным слоем; $\Delta_1 > \Delta_2 > \Delta_3 > \Delta_4$

Fig. 1. Micro-hardness distribution diagrams over the section of the “steel – PVD-coating” compositions: а – non-hardened substrate; б – substrate with a diffusion carbonitride or nitrided layer; в – substrate with a carbide or single-phase boride layer; д – substrate with a two-phase boride layer; $\Delta_1 > \Delta_2 > \Delta_3 > \Delta_4$

Таким образом, уровень прочностных свойств подложки или их несоответствие свойствам наносимого покрытия могут являться лимитирующим фактором в вопросах эффективности упрочнения стальных деталей нанесением твердых ионно-плазменных покрытий. В этой связи регламентирование свойств сплавов, используемых в качестве подложек, и разработка способов их упрочнения не менее важны, чем традиционные исследования вакуумных покрытий. Есть основания полагать, что предварительное поверхностное упрочнение подложки будет способствовать повышению несущей способности покрытия, увеличению фактически измеренной микро- и нанотвердости за счет вклада упрочненной подложки в упругое восстановление покрытия (поглощение энергии деформации), а также повышению ряда других характеристик поверхности. Это может стать существенным резервом снижения затрат на нанесение покрытий за счет научно обоснованного снижения их толщины на подложках с жестким и прочным подслоем и позволит достичь нового уровня их технико-экономических показателей.

Авторами разработаны новые твердые износостойкие металлоидсодержащие покрытия композиционного типа на базе термодиффузионных слоев на сталях и вакуумные ионно-плазменные покрытия на базе системы Ti–Al–N для упрочнения прецизионных стальных деталей. Исследовано влияние предварительной химико-термической обработки стальной подложки – азотирования, карбонитрации, карбидизации и борирования – на формирование ряда характеристик поверхности с PVD-покрытиями.

Материалы и методика исследования

Карбонитрацию, карбидизацию и борирование проводили в порошковых средах в контейнерах, герметизируемых плавким затвором. Карбонитрацию выполняли при (560–580) °С в течение 6 ч, карбидизацию – при (940–950) °С, 4 ч, борирование – при (920–930) °С, 4 ч. ИПА – при (520–540) °С, 6 ч. Для получения широкого спектра свойств упрочненных подложек, результаты оценки которых отражены в [14], использованы распространенные стали различных структурных классов и систем легирования.

Покрытия TiAlN получали с помощью метода магнетронного распыления с использованием плазменных разрядов $Ar + N_2$ в НИИПФП имени А. Н. Севченко БГУ под руководством и при активном участии Ф. Ф. Комарова в рамках выполнения совместных проектов. Покрытия наносили с помощью вакуумной установки UPM 327, оснащенной системами управления расходом аргона и азота на основе спектрометра S100 (SOLAR Laser Systems, Беларусь). Процесс нанесения покрытий проводился со слабой степенью ионного воздействия при сбалансированном магнетроне. Отношение интенсивностей спектральных линий азота и титана составило 0,33, что соответствует стехиометрическому составу TiAlN. Давление газа $Ar + N_2$ – 0,7 Па. Шероховатость подложек Ra перед нанесением покрытий не превышала 0,01.

Нанотвердость измеряли на приборе TTX-NHT (CSM Instruments, Швейцария). Значения нанотвердости, модулей упругости и жесткости определяли при обработке по методике Оливера и Фара кривых нагружения-разгрузки, полученных с использованием модуля непрерывного контроля жесткости CSM с применением трехгранного алмазного индентора Берковича при вдавливании индентора на глубину 50–900 нм. Микротвердость находили с помощью метода восстановленного отпечатка при нагрузках на индентор 0,098–1,960 Н на твердомере DuraScan 20 (Emco-Test, Австрия). Трибологические испытания проводили в условиях трения скольжения без смазочного материала по схеме «диск – плоскость». В качестве контртела использовали диск из сплава ВК6, скорость трения 0,25 м/с, путь трения 900 м. Износостойкость оценивали по величине объемного износа и переводили в относительные единицы.

Результаты испытаний и их обсуждение

По результатам динамического наноиндентирования установлено, что нанодюрметрические характеристики покрытий на подложках с термодиффузионными слоями значительно выше, чем на неупрочненных стальных подложках. Так, по сравнению с покрытиями TiAlN на неупрочненных стальных подложках, измеренная нанотвердость H_{IT} покрытий TiAlN толщиной 1 мкм на подложках с карбонитрид-

ным слоем при индентировании на глубину 0,1–0,9 мкм составила 53 ГПа, что больше в 1,9 раза, модуль упругости $E = 350$ ГПа (больше в 1,7 раза), индекс пластичности $H/E^* = 0,14$ (больше на 13 %), показатель упругого восстановления $H^2/E^* = 7,2$ ГПа, показатель сопротивления пластической деформации $H^3/E^{*2} = 1,0$, что больше в 2,1 и 2,4 раза соответственно. Вязкость разрушения при этом увеличилась в 4,5 раза. Обнаруженное явление связано с повышением вклада упрочненной подложки в упругое восстановление покрытия и индентационный отклик поверхности и полностью согласуется с вышеприведенным теоретическим анализом.

Аналогичные зависимости получены по результатам наноиндентирования стальных образцов с диффузионными боридными слоями и покрытием TiAlN, из которых следует, что предварительное борирование стальной подложки приводит к повышению фактически измеренной нанотвердости поверхности с покрытием H_{IT} до 1,8 раза, модуля упругости E – до 1,8 раза, показателя упругого восстановления H^2/E^* – до 1,8 раза, показателя сопротивления пластической деформации H^3/E^{*2} – до 1,8 раза, к повышению жесткости поверхности до 10 % при сохранении или увеличении до 8 % индекса пластичности H/E по сравнению с характеристиками, полученными при наноиндентировании покрытия TiAlN на неупрочненной стальной подложке (табл. 1).

Угол наклона разгрузочной кривой для покрытия на неупрочненной стальной подложке (рис. 2) свидетельствует о высоких упругих

свойствах покрытия, однако нанотвердость относительно невысока. Термодиффузионное упрочнение стальной подложки и формирование двухслойной композиции «термодиффузионный слой – покрытие TiAlN» заметно меняют картину. Меньший угол наклона разгрузочной кривой свидетельствует о высоких упругих свойствах покрытия и его преимущественно вязком характере разрушения под действием нагрузки индентора. Это показывает, что покрытие TiAlN на подложке с твердым термодиффузионным слоем является более устойчивым к образованию остаточной деформации, следовательно, его несущая способность повышается. Есть основания предполагать повышение также стойкости к ударным нагрузкам, ударной вязкости и трещиностойкости. Наличие термодиффузионного слоя под вакуумным покрытием TiAlN вызывает увеличение упругого восстановления отпечатка индентора после снятия нагрузки, что следует из уменьшения интегральной площади под кривыми, полученными при индентировании покрытий на упрочненных подложках по отношению к площадям под кривыми на рис. 2. Ярче обсуждаемый эффект проявляется на более твердом и жестком двухфазном боридном слое.

При исследовании микродюрометрических свойств образцов с вакуумными покрытиями установлено, что снижение нагрузки на индентор приводит к повышению наблюдаемой микротвердости [7, 14]. Этот факт встречается в литературе и обусловлен уменьшением как давления на вакуумное покрытие, так и степени его вдавливания в подложку.

Таблица 1

Результаты динамического наноиндентирования покрытий TiAlN

Results of dynamic nano-indentation of TiAlN coatings

Анализируемый материал	$F_{\max}$, Н	$h_{\max}$, мкм	H_{IT} , ГПа	E , ГПа	E^* , ГПа	S , Н/мкм	H/E^*	H^2/E^*	H^3/E^{*2}
Покрытие TiAlN	0,01	0,15	31,77	382,31	420,12	0,20	0,076	2,402	0,182
	0,03	0,34	15,51	248,66	273,25	0,34	0,057	0,880	0,050
Однофазный боридный слой – покрытие TiAlN	0,01	0,14	36,00	521,90	573,51	0,23	0,063	2,260	0,142
	0,05	0,36	26,86	299,18	328,76	0,41	0,082	2,194	0,179
Двухфазный боридный слой – покрытие TiAlN	0,01	0,11	57,32	693,20	761,76	0,22	0,075	4,313	0,325
	0,05	0,32	32,36	494,59	543,50	0,53	0,060	1,927	0,115

Примечание. $F_{\max}$ – максимальная нагрузка при испытании; $h_{\max}$ – максимальная глубина вдавливания индентора; $E^* = E / (1 - \nu^2)$, где $\nu = 0,3$ (коэффициент Пуассона).

Для анализируемой композиции получены новые, ранее не известные научные данные. Анализ влияния величины нагрузки на индентор при измерении микротвердости в системе «подложка – покрытие» показал, что на образцах с металлоидсодержащим термодиффузионным слоем измеряемая с поверхности микротвердость существенно выше, и увеличение ее с уменьшением нагрузки на индентор больше, чем на неупрочненных подложках [7]. Это еще одно подтверждение того, что наличие более твердого термодиффузионного слоя в значительной степени снижает продавливание ваку-

умного покрытия при воздействии внешней нагрузки. В результате чего фактически измеренная микротвердость поверхности с композицией «диффузионный слой – покрытие TiAlN» при малых нагрузках в большей степени определяется микротвердостью вакуумного покрытия, которое на упрочненной подложке не продавливается или продавливается слабее.

Установлено, что микротвердость и износостойкость двухслойных композиций «термодиффузионный слой – покрытие TiAlN» выше, чем покрытий TiAlN на неупрочненных подложках.

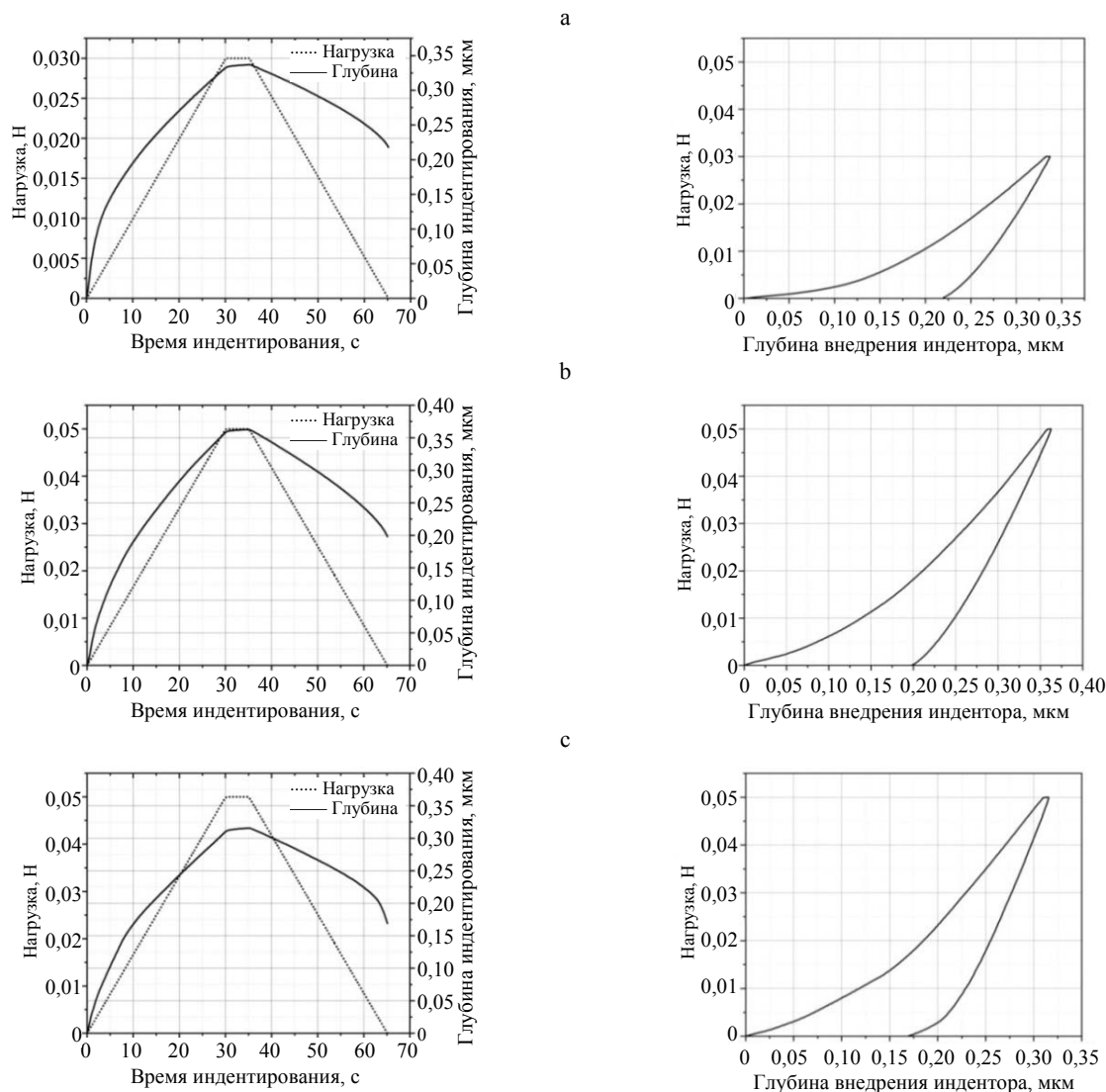


Рис. 2. Кривые нагружения-разгрузки, полученные при наноиндентировании покрытия TiAlN на подложке из стали У8А, подвергнутой различным видам обработки: а – отожженная подложка; б – однофазное борирование; в – двухфазное борирование

Fig. 2. Loading and unloading curves obtained by nano-indentation of TiAlN coatings on W108 steel substrate subjected to various treatment: а – annealing; б – single-phase boriding; в – two-phase boriding

Так, по сравнению с последними микротвердость и износостойкость двухслойных композиций, получаемых в результате предварительной карбонитрации и последующего нанесения покрытия TiAlN, больше в 3,4–3,5 и 2–2,2 раза; предварительного ИПА – в 3,2–3,9 и 1,8–2,1 раза; предварительной карбидизации – в 3,4–4,3 и 2–2,2 раза; предварительного однофазного борирования – в 9,4–11,5 и 2,6–2,9 раза; двухфазного борирования – в 11,5–13,2 и 3,3–3,4 раза соответственно (рис. 3). Таким образом, экспериментально подтверждена научная гипотеза о том, что наиболее эффективным для повышения микротвердости и износостойкости поверхности с покрытием TiAlN является двухфазное борирование. В то же время однофазное борирование эффективнее карбидизации, карбонитрации и ИПА. Эффект повышения износостойкости образцов с диффузионным слоем и PVD-покрытием, заключающийся в уменьшении скорости изнашивания покрытий, не аддитивен повышению микротвердости подложки в результате ХТО. Описываемый эффект тем больше, чем меньше градиент микротвердости на границе «покрытие – подложка».

Результаты исследований нано-, микротвердости и износостойкости образцов с PVD-покрытиями на различных подложках позволяют выявить ранее не известную особенность, заключающуюся в том, что наибольшие микротвердость и износостойкость системы «подложка – покрытие TiAlN» присущи подложкам, подвергнутым предварительному упрочнению в результате ХТО. А значения свойств системы «подложка – покрытие TiAlN» стремятся к уровню свойств вакуумного покрытия тем больше, чем меньше градиент свойств на границе «подложка – покрытие», т. е. микротвердость и жесткость термодиффузионного слоя больше.

Полученные результаты хорошо согласуются с известными представлениями о вкладе подложки в формирование интегральных (эффективных) свойств поверхности с покрытием [2, 8]. Повышение микротвердости подложки может приводить в том числе к непропорциональному повышению интегральной (фактически измеренной) микротвердости поверхности и, достигая определенного уровня свойств подложки, в данном случае – термодиффузионного слоя, результирующая микротвердость поверхности может сравниться

с истинной микротвердостью покрытия. В отдельных случаях возможно достижение значений микротвердости более традиционно получаемых для анализируемых вакуумных покрытий за счет большего упругого восстановления покрытия [7, 9, 15]. Такие результаты получены для покрытий TiAlN толщиной 1 мкм на сталях У8А и 9ХС с компактными двухфазными боридными слоями – фактически измеренная микротвердость поверхности с покрытием на борированной подложке составляет 34–35 ГПа и превышает традиционную микротвердость анализируемого вакуумного покрытия (рис. 3).

В зависимости от типа подложки покрытия TiAlN дают различный вклад в интегральное значение микротвердости и, таким образом, «добавленная» микротвердость от нанесения покрытий TiAlN на более жестких подложках выше. Значительное увеличение микротвердости от нанесения покрытий TiAlN наблюдается на стальных подложках с одно- и двухфазным боридными слоями. Более высокие значения микротвердости двухслойных композиций «боридный слой – TiAlN», по-видимому, обусловлены наибольшей микротвердостью боридного слоя в сравнении с азотированным, карбидным и карбонитридным. Следовательно, падение микротвердости на границе раздела «покрытие TiAlN – подложка» является наименьшим, а отношение микротвердости покрытия к подложке в указанных системах не более 2,7 раза для подложек с однофазным боридным слоем и 1,9 раза – с двухфазным.

Однако следует отметить, что существует целый ряд факторов формирования интегральных свойств поверхности в системе «подложка – покрытие», включая химический состав и структуру сплава подложки, состав и строение диффузионного слоя и другие, вклад и значимость которых крайне сложно учесть при оценке влияния свойств подложки на свойства поверхности с вакуумным покрытием. Поэтому для достоверности выводов о влиянии механических свойств подложки на свойства поверхности с вакуумным покрытием проводили корреляционно-регрессионный анализ. Для этого брали значения микротвердости и износостойкости использованных сплавов подложек независимо от их химического состава, наличия и типа диффузионных слоев и сравнивали со значениями указанных свойств в системах «подложка – покрытие TiAlN» [14].

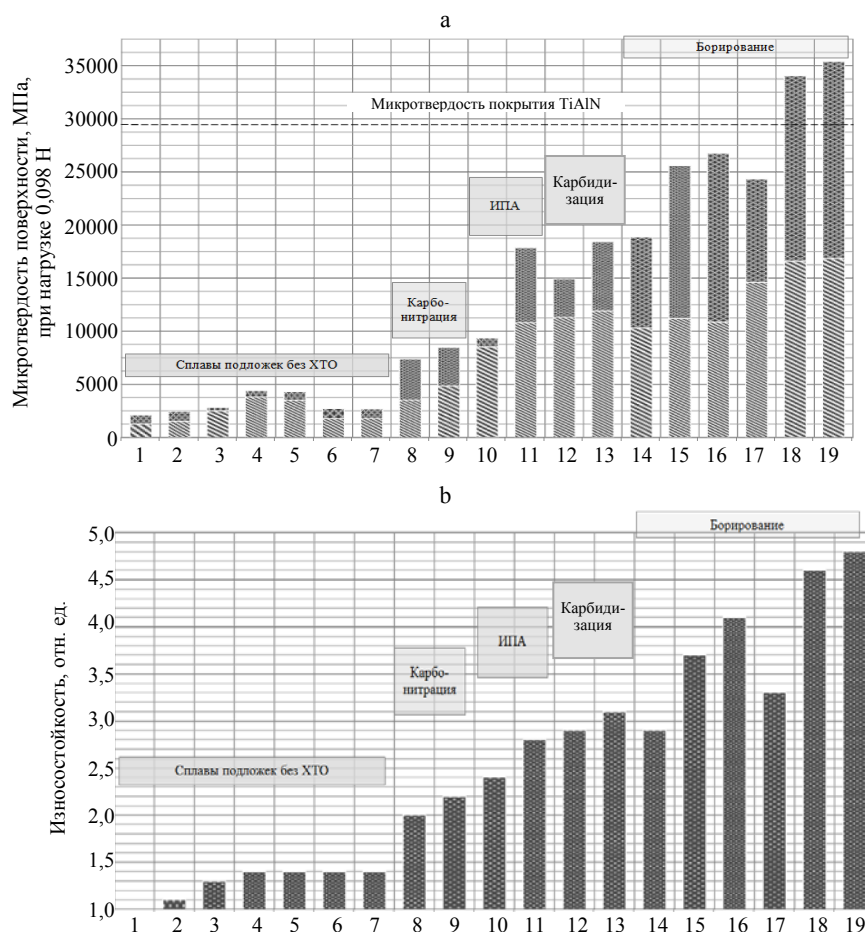


Рис. 3. Микротвердость (а) и износостойкость (б) образцов с покрытиями TiAlN на различных стальных подложках: 1, 8, 14, 17 – 10895; 2, 9 – 12X18H9T; 3, 10 – 38X2MЮА; 4, 11, 12 – X12M; 5, 13 – 95X18; 6, 15, 18 – У8А; 7, 16, 19 – 9ХС

Fig. 3. Micro-hardness (a) and wear resistance (b) of samples with TiAlN coatings on various steel substrates: 1, 8, 14, 17 – ARMCO-iron; 2, 9 – AISI 409; 3, 10 – A290C1M; 4, 11, 12 – D2; 5, 13 – 440B; 6, 15, 18 – W108; 7, 16, 19 – L3

В результате анализа полученных регрессионных уравнений, описывающих зависимости микротвердости и износостойкости в системах «подложка – покрытие TiAlN» от микротвердости сплава подложки, были рассчитаны индексы корреляции, равные соответственно 0,95 и 0,94, и коэффициенты детерминации, равные 0,91 и 0,87. Следовательно, микротвердость и износостойкость системы «подложка – покрытие TiAlN» в значительной степени определяются микротвердостью и износостойкостью подложки и слабо зависят от других факторов.

Выполненный комплекс исследований дает основания полагать, что эквивалентное по механическим свойствам замещение дорогостоящих сплавов подложек для нанесения твердых вакуумных покрытий из высоколегированных конструкционных и инструментальных сталей более дешевыми, поверхностно упрочненными

в результате ХТО сталями должно привести к получению близких свойств поверхности с PVD-покрытием и одновременно к экономическому эффекту. Экономический эффект может быть достигнут в том числе за счет научно обоснованного уменьшения традиционной толщины вакуумных покрытий, за счет обеспечения их повышенной несущей способности путем формирования на подложке когезионно связанного с основным сплавом твердого термомодиффузионного слоя.

Практическое применение результатов

В результате проведенных исследований получен ряд покрытий композиционного типа «термомодиффузионный слой – покрытие TiAlN» с различными износостойкостью, микротвердостью, теплостойкостью, коррозионной стой-

костью, фазовым составом. Такие покрытия использованы для упрочнения разных деталей в условиях промышленного производства.

Разработана технология повышения износостойкости направляющих пресса за счет комплексного упрочнения в результате борирования и последующего нанесения покрытия TiAlN. Полученный комплекс механических свойств обеспечил увеличение износостойкости в 4 раза по сравнению с серийно выпускаемыми деталями на предприятии ООО «Завод НГПО».

Изготовлена опытная партия деталей и проведены успешные производственные испытания разработанного способа упрочнения, включающего карбонитрацию или азотирование и нанесение покрытия на базе Ti–Al–N для повышения долговечности роликов установки консервирования на предприятии Florida S.A. (Республика Перу) и гильотинных ножей на СП «Санта Бремор» ООО; производственные испытания образцов, упрочненных по разработанной технологии, показали повышение стойкости роликов в 1,6–1,9 раза, ножей – более чем в 1,7 раза.

Разработана технология комплексного поверхностного упрочнения деталей золотниковых пар аксиально-поршневых гидромашин производства ООО «Салео», получены опытные образцы золотников и установлено, что износостойкость упрочненных по разработанной технологии деталей в 2,6–2,7 раза больше по сравнению с деталями, упрочненными по базовой технологии.

ВЫВОДЫ

1. Экспериментально доказано и практически реализовано в новых износостойких углерод-, азот- и борсодержащих композициях повышение эксплуатационных характеристик поверхности с покрытием TiAlN путем предварительной химико-термической обработки стальной подложки. Установлено, что предварительное упрочнение стальной подложки в результате термодиффузионного насыщения позволяет повысить эффективность PVD-покрытий, заключающуюся в существенном повышении их несущей способности, снижении нано- и микроиндентационного отклика, а также повы-

шении износостойкости поверхности с покрытием. Обнаруженное явление связано с повышением вклада упрочненной подложки в упругое восстановление покрытия и индентационный отклик поверхности. Показано, что предварительное упрочнение стальной подложки в результате карбонитрации, азотирования, борирования или карбидизации позволяет увеличить фактически измеренную микротвердость поверхности с покрытием TiAlN в 3,4–13,2 раза и износостойкость – в 2–3,4 раза.

2. Полученные результаты могут быть использованы для повышения эффективности ионно-плазменных покрытий и являются научным обоснованием уменьшения толщины покрытий на сталях, предварительно упрочненных в результате химико-термической обработки без потери в свойствах упрочняемой поверхности, а также использоваться при разработке новых способов поверхностного упрочнения деталей подшипников и штампов, топливной аппаратуры, деталей оборудования пищевой и легкой промышленности, прецизионных элементов деталей машин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кавалейро, А. Наноструктурные покрытия / А. Кавалейро, Д. де Хоссен; пер. с англ.; под ред. Р. А. Андриевского. М.: Техносфера, 2011. 752 с.
2. Современная трибология: итоги и перспективы / Э. Д. Браун [и др.]; под ред. К. В. Фролова. М.: Изд-во «ЛКИ», 2008. 480 с.
3. Mittemeijer, E. J. Thermochemical Surface Engineering of Steels: Improving Materials Performance / E. J. Mittemeijer, M. A. J. Somers. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2014. 816 p. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-16318-0>.
4. Хоккинг, М. Металлические и керамические покрытия: получение, свойства и применение / М. Хоккинг, В. Вассантари, П. Сидки; пер. с англ.; под ред. Р. А. Андриевского. М.: Мир, 2000. 518 с.
5. Pakseresht, A. H. Production, Properties, and Applications of High Temperature Coatings / A. H. Pakseresht. Hershey: IGI Global, 2018. 557 p. <https://doi.org/10.4018/978-1-5225-4194-3>.
6. Microstructural Design of Hard Coatings / P. H. Mayrhofer [et al.] // Progress in Materials Science. 2006. Vol. 51, No 8. P. 1032–1114. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2006.02.002>.
7. The Effect of Steel Substrate Pre-Hardening on Structural, Mechanical, and Tribological Properties of Magnetron Sputtered TiN and TiAlN Coatings / F. F. Komarov [et al.] // Wear. 2016. Vol. 352–353. P. 92–101. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.02.007>.

8. Воронин, Н. А. Абразивная стойкость и несущая способность вакуумных ионно-плазменных покрытий / Н. А. Воронин // Трение и износ. 1998. Т. 19, № 5. С. 616–622.
9. Разработка аддитивных технологий упрочнения конструкционных сталей на основе химико-термической обработки и нанесения ионно-плазменных покрытий / В. М. Константинов [и др.] // Актуальные проблемы прочности. Витебск: ВГТУ, 2018. Т. 2, гл. 18. С. 377–401.
10. Shengli, M. The Composite of Nitrided Steel and TiN Coatings by Plasma Duplex Treatment and the Effect of Pre-Nitriding / M. Shengli, Yanhuai Li, Kewei Xu // Surface and Coatings Technology. 2001. Vol. 137, No 1–2. P. 116–121. [https://doi.org/10.1016/s0257-8972\(00\)01073-2](https://doi.org/10.1016/s0257-8972(00)01073-2).
11. Kutz, M. Mechanical Engineers' Handbook: Manufacturing and Management / M. Kutz. 4th ed. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2015. Vol. 3. 880 p. <https://doi.org/10.1002/9781118985960>.
12. Интенсификация процессов химико-термической обработки сталей / Л. Г. Петрова [и др.]. М.: МАДИ, 2019. 160 с.
13. Муравьев, В. И. Диффузионное легирование поверхности конструкционных материалов металлами и металлоидами / В. И. Муравьев, П. В. Бахматов, А. А. Евстигнеев // Сварка и диагностика. 2010. № 5. С. 27–31.
14. Константинов, В. М. Свойства двухслойных износостойких покрытий «термодиффузионный слой – TiAlN» на сталях / В. М. Константинов, А. В. Ковальчук, В. Г. Дашкевич // Журнал физики и инженерии поверхности. 2016. Т. 1, № 2. С. 213–224.
15. Musil, J. Physical and Mechanical Properties of Hard Nanocomposite Films Prepared by Reactive Magnetron Sputtering / J. Musil // Nanostructured Coatings / ed. J. T. M. De Hosson, A. Cavaleiro. New York: Springer Science and Business Media LCC, 2006. P. 407–463. https://doi.org/10.1007/0-387-48756-5_10.
4. Hocking M., Vasantasree V., Sidky P. (1989) *Metallic and Ceramic Coatings: Production, Properties and Applications*. Harlow (Essex), Longman Scientific & Technical Ltd. 670.
5. Pakseresht A. H. (2018) *Production, Properties, and Applications of High Temperature Coatings*. Hershey, IGI Global. 557. <https://doi.org/10.4018/978-1-5225-4194-3>.
6. Mayrhofer P. H., Mitterer C., Hultman L., Clemens H. (2006) Microstructural Design of Hard Coatings. *Progress in Materials Science*, 51 (8), 1032–1114. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2006.02.002>.
7. Komarov F. F., Konstantinov V. M., Kovalchuk A. V., Konstantinov S. V., Tkachenko H. A. (2016) The Effect of Steel Substrate Pre-Hardening on Structural, Mechanical, and Tribological Properties of Magnetron Sputtered TiN and TiAlN Coatings. *Wear*, 352–353, 92–101. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.02.007>.
8. Voronin N. A. (1998) Abrasion Resistance and Load-Bearing Capacity of Vacuum Ion-Plasma Coatings. *Trenie i Iznos = Friction and Wear*, 19 (5), 616–622 (in Russian).
9. Konstantinov V. M., Komarov F. F., Kovalchuk A. V., Konstantinov S. V. (2018) Development of Additive Technologies for Strengthening Structural Steels Based on Chemical-Thermal Treatment and Application of Ion-Plasma Coatings. *Aktualnye Problemy Prochnosti. T. 2, Gl. 18* [Actual Problems of Strength. Vol. 2, Chap. 18]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University, 377–401 (in Russian).
10. Shengli M. Yanhuai Li, Kewei Xu (2001) The Composite of Nitrided Steel and TiN Coatings by Plasma Duplex Treatment and the Effect of Pre-Nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 137 (1–2), 116–121. [https://doi.org/10.1016/s0257-8972\(00\)01073-2](https://doi.org/10.1016/s0257-8972(00)01073-2).
11. Kutz M. (2015) *Mechanical Engineers' Handbook: Manufacturing and Management*. Hoboken, John Wiley & Sons, Inc. Publ. 3, 880. <https://doi.org/10.1002/9781118985960>.
12. Petrova L. G., Aleksandrov V. A., Demin P. E., Sergeeva A. S. (2019) *Intensification of Processes of Chemical heat treatment of Steels*. Moscow, Moscow Automobile and Road Construction State Technical University. 160 (in Russian).
13. Murav'ev V. I., Bakhmatov P. V., Evstigneev A. A. (2010) Diffusion Alloying of Surface of Structural Materials with Metals and Metalloids. *Svarka i Diagnostika* [Welding and Diagnostics], (5), 27–31 (in Russian).
14. Konstantinov V. M., Kovalchuk A. V., Dashkevich V. G. (2016) Properties of Two-Layer Wear-Resistant Coatings “Thermal Diffusion Layer – TiAlN” on Steels. *Zhurnal Fiziki i Inzhenerii Povekhnosti = Journal of Surface Physics and Engineering*, 1 (2), 213–224 (in Russian).
15. Musil J. (2006) Physical and Mechanical Properties of Hard Nanocomposite Films Prepared by Reactive Magnetron Sputtering. De Hosson J. T. M., Cavaleiro A. (ed.) *Nanostructured Coatings*. New York, Springer Science and Business Media LCC, 407–463. https://doi.org/10.1007/0-387-48756-5_10.

Поступила 08.10.2019

Подписана в печать 28.01.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Cavaleiro A., De Hosson J. (2006) *Nanostructured Coatings*. Springer, New York. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-48756-4>.
2. Braun E. D., Buyanovskii I. A., Voronin N. A., Gurskii B. E., Drozdov Yu. N., Zakharov S. M., Kan S. G., Levchenko V. A., Orlov A. V., Pavlov V. G., Petrov V. P., Puchkov V. N., Semenov A. P., Khrushchov M. M., Chichinadze A. V. (2008) *Modern Tribology: Results and Prospects*. Moscow, Publishing House “LKI”. 480 (in Russian).
3. Mittemeijer E. J., Somers M. A. J. (2014) *Thermochemical Surface Engineering of Steels: Improving Materials Performance*. 2nd ed. Oxford, Elsevier. 816. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-16318-0>.

Received: 08.10.2019

Accepted: 28.01.2020

Published online: 30.11.2020

Моделирование процесса формообразования плоской поверхности инструмента для обработки конических деталей

Докт. техн. наук, проф. А. С. Козерук¹⁾, асп. Р. О. Диас Гонсалес^{1,2)},
канд. техн. наук, доц. М. И. Филонова¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь),

²⁾Университетский политехнический институт Сантьяго Мариньо (Мерида, Венесуэла)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Рассмотрено относительное срабатывание инструмента, позволяющее не учитывать зависящие от внешних условий трудноопределяемые технологические коэффициенты, а также физические, механические и технологические свойства обрабатываемого материала. Данное срабатывание определяется распределением скоростей скольжения и давления в зоне контакта инструмента и заготовки, а также временем обработки, которые характеризуются геометрическими и кинематическими параметрами исполнительного механизма станка и режимами обработки. Предложено поэтапное моделирование процесса срабатывания рабочей поверхности инструмента: без осцилляции верхнего звена и с его возвратно-вращательным движением. Согласно этому подходу, на первом этапе выполняется расчет распределения скоростей скольжения и давления в зоне контакта притирающихся поверхностей, а на втором этапе при определении относительного срабатывания в точках нижнего звена (инструмента) отслеживается перемещение этих точек из областей зоны контакта с одними значениями указанных величин в области с другими. Получена математическая модель процесса формообразования плоской поверхности в условиях свободного притирания тела и контртела, которая устанавливает количественные связи между режимами обработки и формой обработанной поверхности и является имитационной численной моделью, так как позволяет получать для наперед выбранных моментов времени распределение относительного срабатывания по рабочей поверхности инструмента.

Ключевые слова: конические поверхности, метод свободного притирания, правильник, математическое моделирование, сопряженные площадки

Для цитирования: Козерук, А. С. Моделирование процесса формообразования плоской поверхности инструмента для обработки конических деталей / А. С. Козерук, Р. О. Диас Гонсалес, М. И. Филонова // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 492–498. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-492-498>

Modeling Process of Forming Flat Surface Tool for Processing Conical Parts

A. S. Kozeruk¹⁾, R. O. Dias Gonzalez^{1,2)}, M. I. Filonova¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus),

²⁾Instituto Universitario Politecnico Santiago Marino (Merida, Venezuela)

Abstract. The relative actuation of the tool is considered, which makes it possible not to take into account the hard-to-determine technological coefficients depending on external conditions, as well as the physical, mechanical and technological properties of the processed material. This response is determined by the distribution of the relative sliding speeds and pressure in the contact zone of the tool and the work-piece, as well as the processing time, which are characterized by the geometric and kinematic parameters of the machine operating mechanism and processing modes. A phased simulation of the actuation process of the tool working surface is proposed: without oscillation of the upper link and with its return-rotational movement.

Адрес для переписки

Козерук Альбин Степанович
Белорусский национальный технический университет
ул. Я. Коласа, 22,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 292-74-91
kipp@bntu.by

Address for correspondence

Kozeruk Albin S.
Belarusian National Technical University
22, Ya. Kolasa str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 292-74-91
kipp@bntu.by

According to this approach, at the first stage, the distribution of the relative sliding speeds and pressure in the contact zone of the grinding surfaces is calculated, and at the second stage, when determining the relative response at the points of the lower link (tool), the movement of these points from the areas of the contact zone with same values of the indicated quantities in the area with others is monitored. A mathematical model of the process of shaping a flat surface under conditions of free grinding of the body and counter-body is obtained, which establishes quantitative relationships between the machining modes and the shape of the treated surface and is a simulation numerical model, since it allows to obtain the distribution of relative triggering over the working surface of the tool for pre-selected time points.

Keywords: conical surfaces, free grinding method, correct, mathematical modeling, conjugate areas

For citation: Kozeruk A. S., Dias Gonzalez R. O., Filonova M. I. (2020) Modeling Process of Forming Flat Surface Tool for Processing Conical Parts. *Science and Technique*. 19 (6), 492–498. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-492-498> (in Russian)

Введение

Качество оптических деталей с конической поверхностью (аксиконов) определяется в первую очередь прямолинейностью их образующей, которая в классической технологии обеспечивается в процессе ручного возвратно-поступательного перемещения инструмента (шлифовальника и полировальника) по поверхности конуса. При этом диаметр инструмента (он должен быть меньше длины образующей), количество двойных ходов в минуту и величину амплитуды колебательных движений назначает исполнитель исходя из своего опыта и интуиции. В результате процесс изготовления аксиконов занимает значительное время и не обеспечивает повторяемости результатов обработки.

С целью повышения качества рассматриваемых деталей в [1, 2] предлагается использовать метод свободного притирания образующей конуса к плоскому инструменту. Однако точность рабочей поверхности последнего со временем нарушается, что отрицательно влияет на точность обрабатываемой конической детали. Эта проблема может быть решена посредством непрерывного поддержания плоскостности рабочей поверхности инструмента специальным правильником в виде стеклянной пластины. Закон перемещения последней, обеспечивающий требуемую плоскостность рабочей поверхности инструмента, задается наладочными параметрами станка. Для инженерного определения наиболее выгодных значений таких параметров в каждом конкретном случае требуется выполнить математическое моделирование технологического оборудования, плоских притирающихся поверхностей инструмента и правильника, а также непосредственно процесса формообразования этих поверхностей. Реше-

нию первых двух из отмеченных задач посвящена работа [3], а третья из них рассматривается в данной статье.

Моделирование срабатывания притирающихся плоских поверхностей при обработке без осцилляции верхнего звена

В соответствии с гипотезой Ф. Престона [4] срабатывание для линейного износа обрабатываемой поверхности детали (верхнее звено) и рабочей поверхности инструмента (нижнее звено) в произвольной точке можно записать:

$$U_d = ck_d \int_0^T v_d p_d dt; \quad (1)$$

$$U_n = ck_n \int_0^T v_n p_n dt, \quad (2)$$

где v, p – скорость скольжения и давление в зоне контакта инструмента и заготовки соответственно; d, n – индексы, указывающие, что функции $v = v(t), p = p(t)$ различны для всевозможных точек обрабатываемой поверхности заготовки и рабочей поверхности инструмента, так как в процессе обработки они пересекают области зоны контакта с разными значениями этих величин.

Перейдем к исследованию относительного срабатывания инструмента и заготовки:

$$u_d = \frac{U_d}{ck_d} = \int_0^{T_d} v_d p_d dt; \quad (3)$$

$$u_n = \frac{U_n}{ck_n} = \int_0^{T_n} v_n p_n dt. \quad (4)$$

Относительное срабатывание, представленное в (3) и (4), показывает, во сколько раз сра-

батывание в одной точке больше, чем в другой [5]. Оно не зависит от неизвестных коэффициентов c , k_d и k_n , а определяется распределением скоростей скольжения v и давления p в зоне контакта инструмента и заготовки, а также временем T обработки, которые характеризуются кинематикой, динамикой станка и режимами обработки.

С одной стороны, знание относительного срабатывания позволяет оценить точность формы обработанной поверхности, а также размерную стойкость инструмента. С другой, изучение влияния распределения скоростей скольжения, давления, «выхода за край» на эпюру относительного срабатывания инструмента и заготовки открывает возможность управления процессом формообразования путем изменения этих параметров [6].

С учетом того, что заготовка и инструмент могут быть как верхним, так и нижним звеньями [7], будем говорить о срабатывании рабочей поверхности нижнего и верхнего сопряженных звеньев.

Чтобы оценить относительное срабатывание рабочей поверхности верхнего или нижнего звена, достаточно рассчитать его в опорных точках M_{ij}^B , $i = \overline{1, n_B}$, $j = \overline{1, m_B}$ или M_{ij}^H , $i = \overline{1, n_H}$, $j = \overline{1, m_H}$.

За время $T_H = \frac{2\pi}{\omega_H}$ полного оборота нижнего

звена все его опорные точки вернутся в первоначальное положение, поэтому изменение скоростей скольжения этих точек и давления в их окрестностях носит циклический характер, и достаточно определить относительное срабатывание в них за период T_H . С целью определения срабатывания период T_H вращения нижнего звена разобьем на K равных частей Δt_H

$$\Delta t_H = \frac{T_H}{K}.$$

При достаточно большом K можно предположить, что скорость v_{ij}^H скольжения точки M_{ij}^H и давление p_{ij}^H в ее окрестности не изменяются в течение промежутков времени Δt_H . С учетом этого допущения выражение для относительного

срабатывания нижнего звена в точке M_{ij}^H можно записать в следующем виде:

$$u_{ij}^H = \sum_{k=1}^K v_{ijk}^H p_{ijk}^H \Delta t_H, \quad (5)$$

где v_{ijk}^H , p_{ijk}^H – средние за k -й промежуток времени Δt_H значения величин v_{ij}^H и p_{ij}^H .

Таким образом, чтобы рассчитать срабатывание рабочей поверхности нижнего звена в опорной точке M_{ij}^H , необходимо определить скорость скольжения данной точки и давление в ее окрестности для K положений этого звена.

Заметим, что в рассматриваемом случае (отсутствует осцилляция верхнего звена) распределение скоростей скольжения и давления в зоне контакта инструмента и заготовки с течением времени не изменяется [8]. Скорости и давление для опорных точек верхнего (или нижнего) звена изменяются потому, что в ходе обработки они перемещаются из одних областей зоны контакта в другие с различными значениями этих величин [9]. Поэтому логично рассчитать распределение скоростей скольжения и давления в зоне контакта, и при определении относительного срабатывания в точках верхнего (или нижнего) звена отслеживать перемещение этих точек из областей зоны контакта с одними значениями указанных величин в области с другими. С этой целью выделим в зоне контакта систему точек и определим для них скорости скольжения и давление.

Для расчета относительного срабатывания рабочей поверхности нижнего звена расположим его полярную систему координат в соответствии с рис. 1 и скопируем элементарные площадки $[dS_{ij}^H]$ и опорные точки M_{ij}^H на зону контакта. Полученные в результате этого площадки и точки зоны контакта назовем сопряженными и обозначим $[dS_{fr}^C]$ и M_{fr}^C . Число K выберем равным числу секторов m_H , при этом угол $\Delta\varphi_H$ поворота нижнего звена за время Δt_H будет равен угловому размеру сектора $\Delta\psi_H$.

В качестве начального выберем положение нижнего звена, показанное на рис. 2.

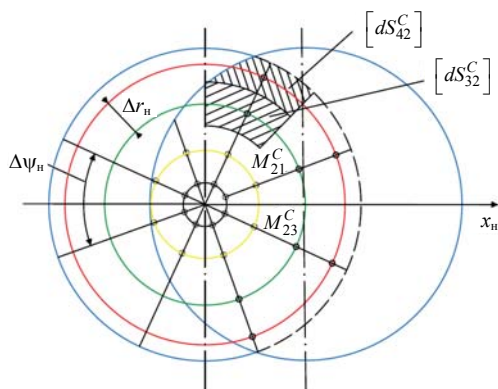


Рис. 1. К определению сопряженных площадок и точек
Fig. 1. Determination of adjoining areas and points

Тогда в течение первого промежутка времени Δt_n каждая опорная точка M_{ij}^H пересечет от начала до конца какую-либо сопряженную площадку $[dS_{ir}^C]$, в течение второго – площадку $[dS_{ir+1}^C]$ и т. д., а относительное срабатывание (5) в этих точках можно представить в виде

$$u_{ij}^H = \sum_r v_{ir}^C p_{ir}^C \Delta t_n, \quad (6)$$

где v_{ir}^C , p_{ir}^C – скорость относительного скольжения и давление в окрестности сопряженной точки M_{ir}^C .

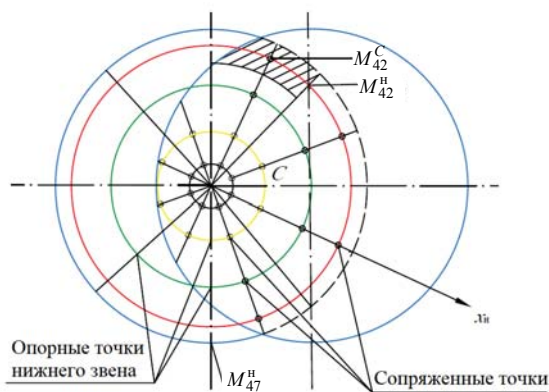


Рис. 2. Начальное положение нижнего звена
Fig. 2. Initial position of lower link

Скорость скольжения может быть определена по формуле

$$v = \sqrt{\omega_n^2 r_n^2 + \omega_b^2 r_b^2 - \omega_n \omega_b (r_n^2 + r_b^2 - e^2)}, \quad (7)$$

где ω_n , ω_b – скорость вращения нижнего и верхнего звеньев; r_n , r_b – расстояние от осей

вращения этих звеньев до опорной точки M ; e – расстояние между осями вращения упомянутых звеньев.

Входящий в (7) параметр r_b можно определить по теореме косинусов из треугольника CGM_{ir}^C (рис. 3)

$$r_b = \sqrt{(r_i^H)^2 + e^2 - 2r_i^H e \cos \psi_r^H}. \quad (8)$$

Условие $r_b > 0,5D_b$ – признак того, что исследуемая точка расположена за краем верхнего звена, т. е. не является сопряженной.

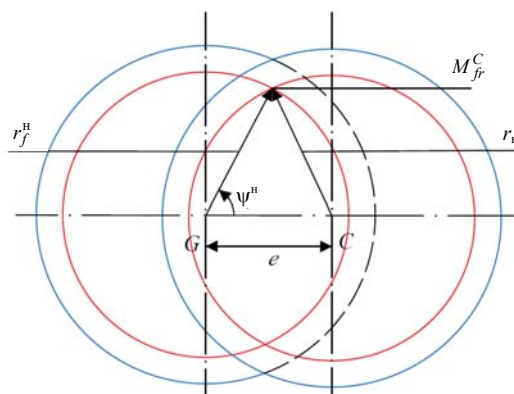


Рис. 3. К определению параметра r_b
Fig. 3. Determination of parameter r_b

Методика расчета относительного срабатывания изложена применительно к рабочей поверхности нижнего звена. Расчет относительного срабатывания верхнего звена выполняется аналогично.

Моделирование срабатывания притирающихся плоских поверхностей при обработке с возвратно-вращательным движением верхнего звена

Относительное срабатывание будем рассчитывать за время T_2 одного кинематического цикла, т. е. за время одного полного оборота кривошипа l_2 . Считаем, что закон ω_2 движения кривошипа задан. Предположим, что имеет место перманентное движение механизма станка, т. е. $\omega_2 = \text{const}$. Тогда

$$T_2 = \frac{2\pi}{\omega_2}.$$

Как и ранее, полный оборот 2π кривошипа разбиваем на K частей $\Delta\varphi_2 = 2\pi/K$ и тем самым

выделяем K положений кривошипа и всего механизма. Условимся, что для первого из выделенных положений кривошипа обобщенная координата равна 0. Тогда для второго и k -го его положений:

$$\varphi_{2,2} = \Delta\varphi_2;$$

$$\varphi_{2,k} = \Delta\varphi_2(k-1).$$

Далее предположим, что кривошип и механизм движутся не непрерывно, а дискретно, т. е. в течение промежутка времени $\Delta t_2 = T_2/K$ кривошип находится в положении 1, а в течение следующего такого же промежутка времени – в положении 2 и т. д.

Пусть за время пребывания механизма в положении k относительное срабатывание рабочей поверхности верхнего звена в опорной точке M_{ij}^B составит u_{ijk}^B , а срабатывание рабочей поверхности нижнего звена в опорной точке M_{ij}^H – u_{ijk}^H . Тогда срабатывание этих поверхностей в данных точках за время T_2 одного кинематического цикла можно представить в следующем виде:

$$u_{ij}^B = \sum_{k=1}^K u_{ijk}^B;$$

$$u_{ij}^H = \sum_{k=1}^K u_{ijk}^H.$$

За время Δt_2 верхнее звено совершит N_B полных оборотов вокруг своей оси, нижнее – N_H :

$$N_B = \left\lfloor \frac{\Delta t_2}{T_B} \right\rfloor; \quad N_H = \left\lfloor \frac{\Delta t_2}{T_H} \right\rfloor,$$

где T_B , T_H – время одного полного оборота верхнего и нижнего звеньев соответственно, а квадратные скобки означают, что берется во внимание целая часть от деления.

При свободном вращении верхнего звена его угловая скорость является функцией времени или обобщенной координаты [10]. В этом случае величина N_B зависит от положения механизма

$$N_k^B = \left\lfloor \frac{\Delta t_2}{T_k^B} \right\rfloor.$$

В общем случае время Δt_2 не кратно T_H , и нижнее звено, совершив N_H полных оборотов, дополнительно повернется на угол

$$\varphi_H^{\text{доп}} < 2\pi.$$

Полный угол $\Delta\varphi_H$ поворота нижнего звена за время Δt_2 определим, умножив этот интервал времени на его угловую скорость $\Delta\varphi_H = \Delta t_2 \omega_H$, тогда $\varphi_H^{\text{доп}} = \Delta t_2 \omega_H - 2\pi N_H$.

Расчет величин u_{ijk}^B и u_{ijk}^H можно выполнить аналогично расчету относительного срабатывания сопряженных поверхностей в опорных точках в случае обработки без осцилляции верхнего звена. Так, для расчета u_{ij1}^B – относительного срабатывания рабочей поверхности верхнего звена в опорных точках в первом положении механизма – выполняем следующее. Зону контакта инструмента и заготовки разбиваем на площадки сопряжения $[dS_{fr}^C]$ и выделяем на них сопряженные точки M_{fr}^C . В таком положении все опорные точки M_{ij}^B расположены на границах сопряженных зон, за время Δt_B пересекают их и достигают границ следующих зон и т. д. Относительный износ рабочей поверхности верхнего звена в опорной точке M_{ij}^B за один его оборот будет равен

$$(u_{ijk}^B)_{\text{от}} = \sum_{r=1}^{m_B} v_{irk}^C p_{irk}^C \Delta t_{irk}^C,$$

а за N_B оборотов

$$(u_{ijk}^B)_N = N_B \sum_{r=1}^{m_B} v_{irk}^C p_{irk}^C \Delta t_{irk}^C.$$

Индекс k у величин v_{irk}^C , p_{irk}^C и Δt_{irk}^C говорит о том, что рассматривается положение механизма с номером k , а для каждого из этих положений характерны свои сопряженные точки, скорости скольжения, давление и т. п.

Поворачиваясь дополнительно на угол $\varphi_B^{\text{доп}}$, опорные точки пересекут еще f_B сопряженных зон

$$f_B = \left\lfloor \frac{\varphi_B^{\text{доп}}}{\Delta\psi_B} \right\rfloor.$$

Для точек первого сектора это будут сопряженные площадки $[dS_{i1}^C], [dS_{i2}^C], \dots, [dS_{if_b}^C]$.

Для точек сектора $l - [dS_{il}^C], [dS_{i,l+1}^C], \dots, [dS_{i,l+f_b}^C]$. При этом рабочая поверхность верхнего звена в опорной точке M_{ij}^B претерпит дополнительное срабатывание

$$(u_{ij1}^B)_{\text{доп}} = \sum_{l=j}^{j+f_b} v_{il1}^C p_{il1}^C \Delta t_{il1}^C.$$

Полное относительное срабатывание рабочей поверхности верхнего звена в первом положении механизма составит

$$u_{ij1}^B = N_B \sum_{l=1}^{m_B} v_{il1}^C p_{il1}^C \Delta t_{il1}^C + \sum_{l=j}^{j+f_b} v_{il1}^C p_{il1}^C \Delta t_{il1}^C. \quad (9)$$

Чтобы получить относительное срабатывание рабочей поверхности нижнего звена в опорных точках, повторяем приведенные рассуждения, начиная с нового разбиения зоны контакта на сопряженные площадки. В результате получим аналогичное выражение

$$u_{ij1}^H = N_H \sum_{l=1}^{m_H} v_{il1}^C p_{il1}^C \Delta t_{il1}^C + \sum_{l=j}^{j+f_H-1} v_{il1}^C p_{il1}^C \Delta t_{il1}^C. \quad (10)$$

Далее переходим к следующему положению механизма и срабатывание сопряженных поверхностей в опорных точках определяем в той же последовательности. При этом необходимо учитывать, что если в положении 1 начальная ориентация полярной системы координат верхнего и нижнего звеньев относительно их общей оси симметрии GC определялась углами соответственно $\frac{\Delta\psi_B}{2}$ и $\frac{\Delta\psi_H}{2}$, то в положении 2

эти углы равны $\frac{\Delta\psi_B}{2} + f_B \Delta\psi_B = \Delta\psi_B \left(f_B - \frac{1}{2} \right)$ и $\Delta\psi_H \left(f_H - \frac{1}{2} \right)$.

Заметим, что при определении положений полярных систем координат сопряженных звеньев принимаются во внимание не полные углы поворотов, а повороты за исключением углов, кратных 2π :

$$\varphi_H = \omega_H \Delta t_2 (k-1);$$

$$\varphi_B = \Delta t_2 \sum_{l=1}^{k-1} \omega_k^B.$$

В k -м положении механизма в момент времени $t_k = \Delta t_2 (k-1)$ ориентация полярных систем координат верхнего и нижнего звеньев определится соответственно углами:

$$\varphi_B^x = \Delta\psi_B \left(f_B (k-1) - \frac{1}{2} \right);$$

$$\varphi_H^x = \Delta\psi_H \left(f_H (k-1) - \frac{1}{2} \right).$$

Чтобы понять, какие дополнительно сопряженные площадки пересечет опорная точка M_{ij}^B (M_{ij}^H) в k -м положении механизма, рассмотрим величины $f_B(k-1)$ и $f_H(k-1)$, которые являются как бы счетчиками дополнительно пересекаемых сопряженных площадок. Показатели m_H и m_B – периоды этого счета, так как за номером m_H идет номер 1. Введем в рассмотренные величины:

$$f_k^B = \left[\frac{f_B (k-1)}{m_B} \right];$$

$$f_k^H = \left[\frac{f_H (k-1)}{m_H} \right].$$

Тогда в k -м положении механизма опорные точки M_{il}^B пересекут сопряженные зоны $[dS_{if_k^B}^C], [dS_{i,f_k^B+1}^C], \dots$. С учетом этого выражение (10) обобщается следующим образом:

$$u_{ijk}^B = N_B \sum_{l=1}^{m_B} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C + \sum_{l=j}^{j+f_k^B-1} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C. \quad (11)$$

А для относительного срабатывания нижнего звена получаем

$$u_{ijk}^H = N_H \sum_{l=1}^{m_H} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C + \sum_{l=j}^{j+f_k^H-1} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C. \quad (12)$$

Износ рабочей поверхности верхнего и нижнего звеньев в опорных точках M_{ij}^B и M_{ij}^H за время кинематического цикла T_2 представляем в следующем виде:

$$u_{ij}^B = \sum_{k=1}^K u_{ijk}^B =$$

$$= \sum_{k=1}^K \left(N_B \sum_{l=1}^{m_B} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C + \sum_{l=j}^{j+f_{k-1}^B} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C \right); \quad (13)$$

$$u_{ij}^H = \sum_{k=1}^K u_{ijk}^H =$$

$$= \sum_{k=1}^K \left(N_H \sum_{l=1}^{m_H} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C + \sum_{l=j}^{j+f_{k-1}^H} v_{ilk}^C p_{ilk}^C \Delta t_{ilk}^C \right). \quad (14)$$

ВЫВОД

Получена математическая модель процесса формообразования плоских поверхностей на станках с возвратно-вращательным движением верхнего звена, характеризующаяся тем, что:

– устанавливает количественные связи между входными (геометрическими параметрами станка, инструмента и детали, режимами обработки) и выходными (формой обработанной поверхности детали и рабочей поверхности инструмента) параметрами обработки;

– является имитационной численной моделью формообразования, так как позволяет получать для наперед выбранных моментов времени обработки распределения в зоне контакта инструмента и детали скоростей скольжения, путей трения и относительного срабатывания.

ЛИТЕРАТУРА

1. Устройство для обработки деталей с коническими поверхностями: пат. 17104 Респ. Беларусь, МПК В 24В 13/00 / А. С. Козерук [и др.]; дата публ. 30.04.2013.
2. Устройство для групповой обработки деталей с коническими поверхностями: пат. 21163 Респ. Беларусь, МПК В 24В 13/02 / А. С. Козерук [и др.]; дата публ. 30.06.2017.
3. Кинематический анализ способа, повышающего точность обработки конических поверхностей / А. С. Козерук [и др.] // Вес. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. 2020. Т. 65, № 2. С. 197–204. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-2-197-204>.
4. Preston, E. W. The Theory and Design of Plate Glass Polishing Machines // Journal of the Society of Glass Technology. 1927. No 11. P. 214–256.
5. Козерук, А. С. Формообразование прецизионных поверхностей / А. С. Козерук. Минск: Вуз-ЮНИТИ, 1997. 176 с.
6. Козерук, А. С. Управление формообразованием прецизионных поверхностей деталей машин и приборов на

основе математического моделирования / А. С. Козерук. Минск, 1997. 317 с.

7. Сулим, А. М. Производство оптических деталей / А. В. Сулим. М.: Высш. шк., 1969. 303 с.
8. Бардин, А. Н. Технология оптического стекла / А. Н. Бардин. М.: Высш. шк., 1963. 519 с.
9. Зубаков, В. Г. Технология оптических деталей / В. Г. Зубаков, М. Н. Семибратов, С. К. Штандель. М.: Машиностроение, 1978. 415 с.
10. Филонов, И. П. Математическое моделирование процесса изнашивания сферических поверхностей / И. П. Филонов, Ф. Ф. Климович // Оптико-механическая промышленность. 1990. № 2. С. 42–45.

Поступила 11.11.2019

Подписана в печать 21.01.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Kozeruk A. S., Klimovich T. V., Shamkalovich V. I., Kuznechik V. O., Sukhotskii A. A., Filonova M. I., Demesh M. P. (2013) *Device for Processing Parts with Conical Surfaces*: Patent of the Republic of Belarus No 17104 (in Russian).
2. Kozeruk A. S., Filonov I. P., Safonov V. V., Filonova M. I., Shamkalovich V. I., Kuznechik V. O. *Device for Batch Processing of Parts with Conical Surfaces*: Patent of the Republic of Belarus No 21163 (in Russian).
3. Kozeruk A. S., Dias Gonsales R. O., Filonova M. I., Kuznechik V. O., Varopai E. N. (2020) Kinematic Analysis of the Method Increasing the Accuracy of Treatment of Conic Surfaces. *Vestsi Natsyyanal'nai Akademii Navuk Belarusi. Seryya Fizika-Tekhnichnykh Navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical Series*, 65 (2), 197–204. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-2-197-204> (in Russian).
4. Preston E. W. (1927) The Theory and Design of Plate Glass Polishing Machines. *Journal of the Society of Glass Technology*, (11), 214–256.
5. Kozeruk A. S. (1997) *Shaping of Precision Surfaces*. Minsk, Vuz-UNITI Publ. 176 (in Russian).
6. Kozeruk A. S. (1997) *Managing Shaping of Precision Surfaces of Machine Parts and Devices Based on Mathematical Modeling*. Minsk. 317 (in Russian).
7. Sulim A. M. (1969) *Production of Optical Parts*. Moscow, Vysshaya Shkola Publ. 303 (in Russian).
8. Bardin A. N. (1963) *Technology of Optical Glass*. Moscow, Vysshaya Shkola Publ. 519 (in Russian).
9. Zubakov V. G., Semibratov M. N., Shtandel' S. K. (1978) *Optical Parts Technology*. Moscow, Mashinostroenie Publ. 415 (in Russian).
10. Filonov I. P., Klimovich F. F. (1990) Mathematical Modeling of Deterioration Process of Spherical Surfaces. *Optiko-Mekhanicheskaya Promyshlennost' [Optical-Mechanical Industry]*, (2), 42–45 (in Russian).

Received: 11.11.2019

Accepted: 21.01.2020

Published online: 30.11.2020

Пластическое деформирование и электрофизикохимическая обработка трубчатых медицинских концентраторов-волноводов

Асп. Дай Вэньци¹⁾,
кандидаты техн. наук, доценты Ю. Г. Алексеев¹⁾, А. Ю. Королёв¹⁾,
асп. А. С. Будницкий¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Ультразвуковые методы устранения непроходимости сосудов получили широкое распространение во всем мире. Преимущества – отсутствие оперативного вмешательства, низкая вероятность осложнений и стоимость лечения. Ультразвуковые волноводные системы для разрушения внутрисосудистых образований и устранения непроходимости сосуда изготавливаются в виде полых или сплошных длинномерных стержней постоянного и переменного сечений (концентраторов-волноводов). Ведутся разработки новых методик лечения, основанных на применении ступенчатых ультразвуковых волноводных систем трубчатого типа, позволяющих подавать жидкости в зону дислокации внутрисосудистого образования. Наличие в дистальной части таких волноводных систем полого сферического наконечника с осевым и боковыми микроотверстиями, предназначенными для воздействия образующейся кавитационной струей как на внутрисосудистое образование, так и на пораженный участок сосудистой стенки, позволяет восстанавливать проходимость сосуда с одновременным повышением эластичности сосудистой стенки. Такое комбинированное виброударное и кавитационное воздействие является в настоящее время одним из наиболее эффективных методов лечения внутрисосудистых образований. Анализ размеров, конструкций и материалов для изготовления трубчатых концентраторов-волноводов показывает, что их формообразование возможно проводить различными методами: холодного деформирования, механической, гидроабразивной обработки, с использованием сварочных (или родственных процессов), электролитических, а также комбинированных методов обработки. Существующие процессы получения длинномерных изделий малого диаметра, основанные на пластических методах, механической обработке и физико-технических методах, имеют ряд недостатков, не позволяющих изготавливать трубчатые концентраторы-волноводы с требуемыми характеристиками. В статье представлены результаты анализа литературных источников, а также выполненных экспериментальных исследований, которые позволили обосновать выбор методов поэтапного изготовления трубчатых концентраторов-волноводов: получение трубчатого ступенчатого элемента безоправочным волочением, получение рабочего наконечника раздачей и обжимом, получение боковых отверстий в рабочем наконечнике электрохимической прошивкой.

Ключевые слова: трубчатый концентратор-волновод, внутрисосудистые образования, сферический наконечник, микроотверстие, волочение, электрохимическая прошивка

Для цитирования: Пластическое деформирование и электрофизикохимическая обработка трубчатых медицинских концентраторов-волноводов / Дай Вэньци [и др.] // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 499–506. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-499-506>

Plastic Deformation and Electrophysicochemical Treatment of Tubular Medical Concentrator Waveguides

Dai Wenqi¹⁾, Yu. G. Aliakseyeu¹⁾, A. Yu. Korolyov¹⁾, A. S. Budnitskiy¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. Ultrasonic methods for eliminating vascular obstruction are widespread throughout the world. The advantages of such methods are the absence of surgical intervention, a low probability of complications, and a low cost of treatment. Ultrasonic waveguide systems for the destruction of intravascular formations and elimination of vessel obstruction are made in the form of hollow or continuous long rods of constant and variable cross-section (concentrator waveguides). The development of new methods of treatment based on the use of stepped ultrasonic waveguide systems of a tubular type is underway,

Адрес для переписки

Будницкий Алексей Сергеевич
Белорусский национальный технический университет
ул. Я. Коласа, 24,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 292-76-78
budnitskiy@park.bntu.by

Address for correspondence

Budnitskiy Alexey S.
Belarusian National Technical University
24, Ya. Kolasa str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 292-76-78
budnitskiy@park.bntu.by

allowing to supply fluids to the zone of dislocation of an intravascular formation. The presence of a hollow spherical tip with axial and lateral micro-holes in the distal part of such waveguide systems, designed to influence the resulting cavitation jet, both on the intravascular mass and on the affected area of the vascular wall, allows the vessel to be restored with a simultaneous increase in the elasticity of the vascular wall. Such a combined vibration and shock and cavitation effect is currently one of the most effective methods of treating intravascular formations. An analysis of the sizes, structures and materials for the manufacture of tubular concentrator waveguides shows that their shaping can be carried out by various methods: cold deformation, mechanical, hydroabrasive treatment, using welding (or related processes), electrolytic, and also combined processing methods. The existing processes for obtaining long products of small diameter, based on plastic methods, mechanical processing and physical and technical methods, have a number of disadvantages that do not allow the manufacture of tubular concentrator waveguides with the required characteristics. The paper presents the results of the analysis of literary sources, as well as the results of experimental studies, which have made it possible to substantiate the choice of methods for the step-by-step manufacture of tubular concentrator waveguides: obtaining a tubular stepped element by unrestricted drawing, obtaining a working tip by distributing and crimping, obtaining side holes in the working tip by electrochemical cutting.

Keywords: tubular concentrator waveguide, intravascular formations, spherical tip, micro-hole, drawing, electrochemical cutting

For citation: Wenqi Dai, Aliakseyeu Yu. G., Korolyov A. Yu., Budnitskiy A. S. (2020) Plastic Deformation and Electrophysicochemical Treatment of Tubular Medical Concentrator Waveguides. *Science and Technique*. 19 (6), 499–506. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-499-506> (in Russian)

Введение

Применение комбинированных способов деформирования и электрофизической обработки длинномерных трубных заготовок сложной геометрии открывает широкие возможности создания новых видов продукции, чрезвычайно востребованных в таких областях, как точное приборостроение и медицинская промышленность. Особенно актуальными являются разработка и создание изделий медицинского назначения для лечения сердечно-сосудистых заболеваний. Так, для лечения атеросклеротических заболеваний предложены метод и оборудование для ультразвуковой ангиопластики, разработанные в БНТУ совместно с кардиологами РНПЦ «Кардиология» и БелМАПО. В основе метода лежит разрушение атеросклеротических образований низкочастотным высокоинтенсивным ультразвуком [1], которое достигается за счет механического и кавитационного внутрисосудистого воздействия с помощью гибкого волновода диаметром 0,5–1,8 мм и длиной до 1200 мм, излучающего комбинированные колебания с частотой 22–28 кГц [1]. С целью усовершенствования конструкции волноводно-катетерной системы предложено использовать ступенчатый концентратор-волновод трубчатого типа [1].

Исследования методов ультразвуковой ангиопластики и создание ультразвуковых волноводных систем в настоящее время проводятся также в США, Испании, Хорватии и Ирландии [2–5]. Конструктивно ультразвуковые волноводные системы могут выполняться в виде полых или сплошных длинномерных стержней постоянного и переменного сечений (концентраторов-волноводов) [1, 4]. Ведутся разработ-

ки новых методик лечения, основанных на применении волноводных систем трубчатого типа, позволяющих подавать жидкости в зону дислокации внутрисосудистого образования [5]. Однако существующие процессы получения длинномерных изделий малого диаметра, основанные на пластических методах, механической обработке и физико-технических методах, имеют ряд недостатков, не позволяющих изготавливать трубчатые концентраторы-волноводы с требуемыми характеристиками.

В этой связи актуальными как в научном, так и в практическом плане являются научные труды, направленные на разработку и исследование процессов получения ультразвуковых волноводных систем трубчатого типа переменного сечения для внутрисосудистого ультразвукового воздействия с применением физико-технических методов и методов пластического деформирования.

Обзор методов пластического деформирования и электрофизикохимической обработки

Одним из наиболее эффективных методов лечения внутрисосудистых образований в настоящее время является применение ступенчатых ультразвуковых волноводных систем трубчатого типа (трубчатых концентраторов-волноводов) с полым сферическим наконечником, наличие которого позволяет обеспечить возможность подачи жидких сред в зону дислокации внутрисосудистого образования с целью дополнительного кавитационного воздействия и максимально эффективного разрушения внутрисосудистых образований за счет виброударного воздействия (рис. 1) [5, 6].

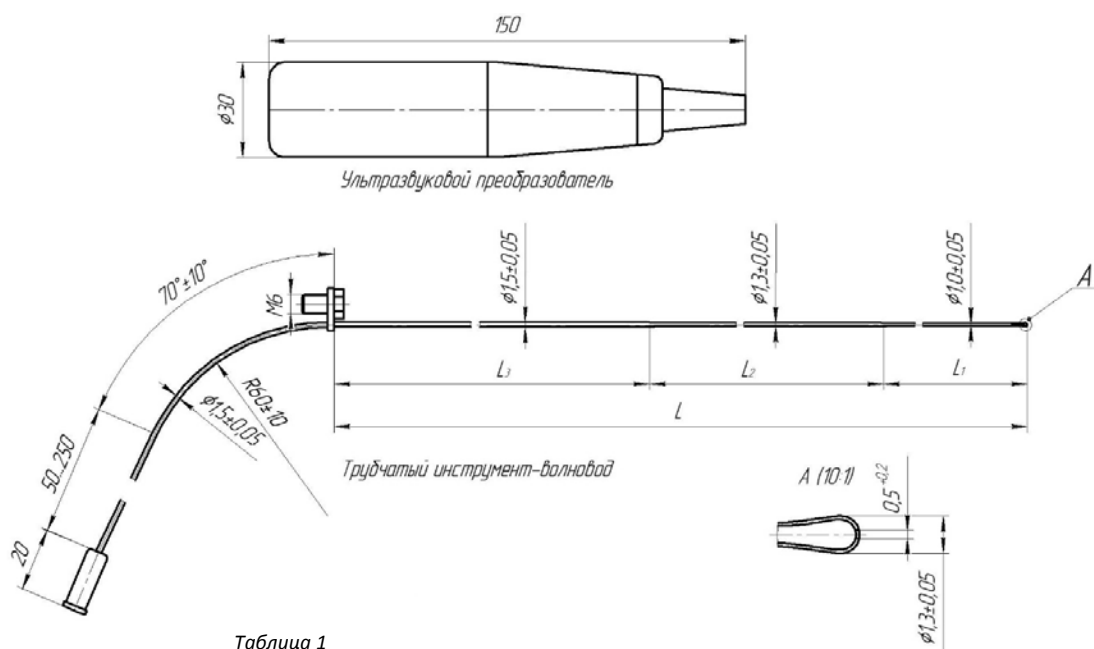


Таблица 1
Размеры трубчатого инструмента-волновода*

	L , мм	L_1 , мм	L_2 , мм	L_3 , мм
Исполнение 1	635	66	167	402
Исполнение 2	810	203	305	302
Допуск	± 5	± 3	± 3	± 3

*Размер определяется при акустической настройке трубчатого инструмента-волновода

Рис. 1. Геометрические параметры трубчатого концентратора-волновода со сферическим наконечником

Fig. 1. Geometrical parameters of a tubular concentrator waveguide with a spherical tip

В сферическом наконечнике имеются осевое $((0,50 \pm 0,05)$ мм) и боковые $((0,30 \pm 0,05)$ мм) микроотверстия, предназначенные для воздействия образующейся кавитационной струей как на внутрисосудистое образование, так и на пораженный участок сосудистой стенки, что позволяет восстанавливать проходимость сосуда с одновременным повышением эластичности сосудистой стенки (рис. 2) [5]. Трубчатые концентраторы-волноводы медицинского назначения могут быть изготовлены из коррозионно-стойкой стали (типа 12Х18Н10, или могут быть использованы ее аналоги).



Рис. 2. Сферический наконечник трубчатого концентратора-волновода

Fig. 2. Spherical tip of a tubular concentrator waveguide

Анализ размеров, конструкций и материалов для изготовления трубчатых концентраторов-волноводов показывает, что их формообразование возможно проводить различными методами: холодного деформирования, механической, гидроабразивной обработки, с использованием сварочных (или родственных процессов), электролитических, а также комбинированных методов обработки. С целью выбора оптимального технологического процесса изготовления трубчатых концентраторов-волноводов рассмотрим и проанализируем различные методы формообразования рабочих поверхностей данного изделия.

Волочение широко применяется для изготовления трубчатых изделий малого диаметра. При необходимости волочением можно добиться получения ступенчатого профиля готового изделия с различными размерами поперечного сечения. Это достигается использованием волок соответствующих диаметров с протягиванием на необходимую длину. В [7] исследован метод формообразования стержневого ступенчатого ультразвукового волновода из коррози-

онностойкой стали 12Х18Н9 с диаметрами ступеней 2,0, 1,0 и 0,5 мм многократным волочением путем поэтапного протягивания заготовки через волокни. Недостатком волочения является небольшая степень деформации заготовки, которая ограничивается пределом прочности выходящего из волокна конца заготовки, к которому прилагается требуемое для деформирования усилие. Поэтому для практической реализации метода [7] требуется изготовление большого количества волокон (18 шт.).

Известна также технологическая схема одновременной *свертки с волочением ленты* через одну или несколько волокон [8], которая включает свертку листовой заготовки с ее последующим волочением.

Для изготовления длинномерных трубчатых концентраторов-волноводов могут быть использованы *методы сварочных процессов*, применяемые для получения медицинских игл. В [9] описывается способ дуговой сварки особо тонкостенных (капилляров) труб малого диаметра (4 мм и менее) с толщиной стенки 0,1–0,2 мм для изготовления медицинских игл разового применения. При этом главным требованием к сварному шву является его формирование заподлицо с основным материалом при применении высоких скоростей сварки (200 м/ч и более). Этот метод эффективен при изготовлении трубок малого диаметра с большой протяженностью, но не применим в случае необходимости получения ступенчатых переходов и ступеней переменного поперечного сечения.

Магнито-абразивная обработка является одним из передовых процессов обработки поверхности заготовки, который обеспечивает высокий уровень качества поверхности (шероховатость нанометрового диапазона) и в основном контролируется параметрами магнитного поля. Заготовка располагается между двумя полюсами магнита, а зазор между заготовкой и магнитом заполнен магнитными абразивными частицами [10, 11]. Такой метод эффективен при механической обработке трубчатых изделий малого сечения и доводке их до необходимого размера. Однако в связи с тем, что снимаемый слой во время магнито-абразивной

обработки небольшой, получение размерных ступенчатых переходов диаметра готового изделия с помощью данного метода затруднительно и нецелесообразно.

Электролитические методы реализуются путем электрохимической (электролитической) обработки заготовки, при которой формирование необходимого размера изделия достигается путем равномерного удаления материала.

Электрохимическое полирование (ЭХП). ЭХП поверхности металлов и сплавов в настоящее время является одним из наиболее широко применяемых методов повышения качества поверхности изделий [12]. Основным механизмом сглаживания поверхности при ЭХП считается интенсивное растворение металла на вершинах микронеровностей вследствие их наибольшей поляризации [13]. Недостаток ЭХП – использование вредных, в ряде случаев токсичных электролитов, основанных на кислотах.

Применять дешевые и экологически чистые электролиты с относительно легкой автоматизацией в условиях любого производства позволяет использование *электролитно-плазменной обработки (ЭПО)* [14]. Метод ЭПО в основном применяется для очистки поверхности, удаления заусенцев, скругления острых кромок. Обработку проводят при температуре электролита (75–90) °С. Продолжительность обработки обычно составляет 3–5 мин [15]. При этом достигаются яркий металлический блеск, высокая чистота и глянец поверхности, снятие заусенцев, качественная подготовка и модификация поверхности для последующего нанесения разнообразных покрытий [15]. В [16] отмечается, что производительность и экономическая эффективность технологических операций при ЭПО в пять-шесть раз больше, чем при электрохимическом способе полирования в растворах кислот.

В [1] используется способ ЭПО для формирования различных по диаметру ступеней стержневого концентратора-волновода (рис. 3) для внутрисосудистой тромбэктомии и переходов между ними.

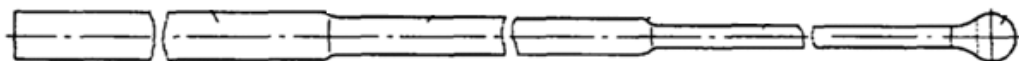


Рис. 3. Схема стержневого ступенчатого концентратора-волновода для внутрисосудистой тромбэктомии

Fig. 3. Diagram of a rod stepped concentrator waveguide for intravascular thromboectomy

Заготовку помещают в электролит под углом от 0 до 90° по отношению к поверхности электролита, после чего заготовке задают вращение вокруг продольной оси с частотой до 30 об./мин на время достижения заданного диаметра той части волновода, которая погружена в электролит, а для создания перехода по типу концентратора Фурье осуществляют ее перемещение из электролита вдоль продольной оси. Причем на меньший диаметр заготовку перемещают из электролита вдоль ее продольной оси с шагом перемещения 1 мм по горизонтали согласно значениям величины перемещения и получаемого диаметра.

Установлено [17], что ЭПО стали 08X18H10T обеспечивает повышение потенциала питтингообразования (коррозионной стойкости поверхностного слоя) по сравнению с механическим полированием. Многофункциональность рассмотренного способа доказывает его эффективность. Обработка внешней поверхности и формирование ступенчатого продольного профиля готового изделия ограничиваются лишь прочностью обрабатываемой заготовки.

Методы комбинированной обработки объединяют два или более различных способа обработки изделия и предназначены для повышения эффективности режимов обработки при получении трубчатых концентраторов-волноводов. Как правило, методы комбинированной обработки реализуются путем совмещения технологических процессов холодной деформации и электролитической обработки изделий. Холодная пластическая деформация выполняется для формообразования изделия и повышения его прочности за счет деформационного упрочнения. Электролитическое полирование проводится с целью удаления образующегося при высоких степенях холодной деформации дефектного слоя с повышенной плотностью дислокаций, содержащего также поверхностные микротрещины и механические включения.

Типичным примером применения *метода комплексной обработки* является волочение заготовки с частичным обжатием на 12–15 % до диаметра, превышающего диаметр готового изделия на 8–12 %, с последующей ЭПО [18, 19]. Проведенный в указанных работах микро-

структурный анализ образцов после волочения и образцов после волочения с последующей ЭПО продолжительностью 10 мин показал, что на поверхности образца после волочения присутствовали задиры, микротрещины и складки. После последующей ЭПО толщина слоя с измененной структурой составляла 20–25 мкм.

Для получения сферических наконечников на заготовках трубчатых концентраторов-волноводов необходимо выполнить две основные операции:

- 1) раздачу трубки в соответствии с размерами сферического наконечника;
- 2) обжим для получения сферической формы.

Радиальная раздача (в холодную или с нагревом) обычно производится в случае необходимости плавного увеличения диаметра трубы при дальнейшей калибровке и механической обработке. Для получения сферического наконечника после раздачи, калибровки и механической обработки наконечника трубки требуемого диаметра необходимо завальцевать края на нужный радиус. При завальцовке концов трубы в выпуклую сферическую форму обычно используются матрицы с нужными радиусами закругления.

В случае формирования боковых микроотверстий в сферическом наконечнике для кавитационного воздействия на стенки сосудов могут быть использованы методы гидроабразивного, лазерного сверления, электроэрозионная обработка. К недостаткам этих методов относятся низкое качество поверхности, ограничение по толщине материала, зависимость характеристик обработки от типа лазера и сложность формирования глухих отверстий [20–22]. В качестве альтернативы рассмотренным процессам формирования боковых микроотверстий в сферическом наконечнике может быть рассмотрена электрохимическая прошивка.

В [23] проведены исследования режимов прошивки микроотверстий квадратной формы с помощью электрохимической обработки в электролите на основе серной кислоты в образцах из коррозионностойкой стали AISI321 толщиной 0,1 мм. Стабильность и качество обработки были существенно повышены за счет применения импульсной электрохими-

ческой обработки. Такие режимы позволили прошивать квадратные отверстия шириной (100 ± 5) мкм с угловым радиусом закругления 12 мкм.

В [24] представлена разработка комбинированной технологии электроэрозионной и электрохимической прошивки микроотверстий в образцах из нержавеющей стали 12X18H10T (размером 0,46 мм) с использованием электроэрозионных разрядов в межэлектронном промежутке. Сочетание двух процессов позволило увеличить скорость прошивки почти в четыре раза, уменьшить конусность прошиваемых отверстий с $4,3^\circ$ до $2,5^\circ$. Также следует отметить, что для большего повышения точности прошивки микроотверстий рекомендуется использовать медный катод с электрически изолированной боковой поверхностью.

Основные режимы, используемые сегодня для электрохимической прошивки, представлены в [19]:

- электролит – 25 % NaNO_3 ;
- температура электролита – $(30 \pm 3)^\circ\text{C}$;
- напряжение обработки – 17 В.

ВЫВОДЫ

1. Анализ проведенного обзора отечественных и зарубежных патентных и литературных источников, а также выполненные исследования позволили остановиться на следующих методах поэтапного изготовления трубчатых концентраторов-волноводов: получение трубчатого ступенчатого элемента безоправочным волочением, получение рабочего наконечника раздачей и обжимом, получение боковых отверстий в рабочем наконечнике электрохимической прошивкой.

2. Для изготовления трубчатого ступенчатого элемента волновода целесообразно использовать схему безоправочного волочения, которая обеспечит формирование ступеней волновода диаметрами 1,0–1,5 мм с сохранением исходной толщины стенки (0,25 мм). При условии волочения с обжатием не более 0,1 и вытяжкой около 1,1 за проход для получения ступени волновода наименьшего диаметра (1,0 мм)

потребуется пять-шесть проходов. Для повышения усталостной прочности при изготовлении волочением рекомендуется проводить отжиг поверхности трубки с последующим нанесением смазочного материала.

3. При изготовлении рабочего наконечника необходимо произвести предварительную задачу до диаметра 1,35 мм. Затем выполняется обжим для получения сферической формы.

4. Для получения боковых отверстий диаметром 0,3 мм в рабочем наконечнике волновода целесообразно применять электрохимическую прошивку с использованием следующих режимов: электролит на основе NaNO_3 концентрацией 25 % с температурой $(30 \pm 3)^\circ\text{C}$, электрод – медная проволока диаметром 0,1 мм с лаковой изоляцией боковой поверхности, скорость подачи электрода – 20 мкм/с, напряжение обработки – 17 В.

ЛИТЕРАТУРА

1. Волновод для внутрисосудистой тромбэктомии тромбов и тромбозов и метод его изготовления: пат. 005704 ЕАПО, МПК А61В 17/22, 17/32; С25F 3/16 / А. Г. Мروحек, И. Э. Адзериho, Ю. Г. Алексеев, В. Т. Минченя, В. Н. Страх, А. Ю. Королёв; опубл. 09.02.2005.
2. Seco, F. Modelling the Generation and Propagation of Ultrasonic Signals in Cylindrical Waveguides / F. Seco, A. R. Jiménez // *Ultrasonic Waves*; ed. A. Junior. Intech, 2012. <https://doi.org/10.5772/29804>.
3. Tao, Li. Horn-Type Piezoelectric Ultrasonic Transducer: Modelling and Applications / Li Tao, Ma1 Jan, F. L. Adrian // *Advances in Piezoelectric Transducers*; ed. Farzad Ebrahimi. 2011. <https://doi.org/10.5772/28753>.
4. Минченя, В. Т. Перспективы использования гибких ультразвуковых волноводных систем в медицине и технике / В. Т. Минченя, Д. А. Степаненко // *Приборы и методы измерений*. 2010. № 1. С. 6–16.
5. Минченя, В. Т. Применение ультразвуковых концентраторов-волноводов трубчатого типа для устранения непроходимости кровеносных сосудов / В. Т. Минченя, И. Э. Адзериho, А. Ю. Королёв // *Доклады БГУИР*. 2016. Т. 101, № 7. С. 300–303.
6. Электрохимическая прошивка микроотверстий в трубчатом ступенчатом концентраторе-волноводе медицинского назначения / Ю. Г. Алексеев [и др.] // *Наука и техника*. 2019. Т. 18, № 5. С. 386–394. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2019-18-5-386-394>.
7. Исаевич, Л. А. Исследование процесса получения высокопрочной проволоки из стали 12X18H10T волочением с электролитно-плазменной обработкой поверх-

- ности / Л. А. Исаевич, Ю. Г. Алексеев, А. Ю. Королёв // Вестник БНТУ. 2005. № 6. С. 30–33.
8. Польшко, А. Г. Технология получения трубок малого диаметра из ленты / А. Г. Польшко, Е. Н. Хотянович // Новые материалы и технологии их обработки: XIII Республ. студ. науч.-техн. конф. Минск: БНТУ, 2012. С. 90.
 9. Виноградов, В. С. Оборудование и технология дуговой автоматической и механизированной сварки / В. С. Виноградов. М.: Академия, 2017. 319 с.
 10. Хомич, Н. С. Обработка поверхностей в магнитном поле: эффективность и экология / Н. С. Хомич, Ю. Г. Алексеев, В. С. Нисс // Литье и металлургия. 2006. № 3. С. 115–120.
 11. Нанотехнология полирования в магнитном поле поверхностей деталей оптики, электроники и лазерной техники / Н. С. Хомич [и др.] // Порошковая металлургия: достижения и проблемы: сб. докл. Междунар. науч.-техн. конф., 22–23 сент. 2005 г. Минск: БНТУ, 2005. С. 223–225.
 12. Применение импульсных режимов при электрохимическом полировании коррозионностойких сталей / Ю. Г. Алексеев [и др.] // Наука и техника. 2019. Т. 18, № 3. С. 200–208. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2019-18-3-200-208>.
 13. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / Г. Л. Амитан [и др.]; под общ. ред. В. А. Волосатова. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1988. 719 с.
 14. Электролитно-плазменная обработка: особенности формирования парогазовой оболочки и ее влияние на съем материала при обработке поверхностей металлических изделий / Ю. Г. Алексеев [и др.] // Порошковая металлургия: достижения и проблемы: сб. матер. докладов Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 22–23 сент. 2005 г. / Ин-т порошковой металлургии; редкол.: Н. И. Пирожник [и др.]. Минск, 2005. С. 236–245.
 15. Электролитно-плазменное полирование титановых и ниобиевых сплавов / Ю. Г. Алексеев [и др.] // Наука и техника. 2018. Т. 17, № 3. С. 211–219. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-3-211-219>.
 16. Модель размерного съема материала при электролитно-плазменной обработке цилиндрических поверхностей / Ю. Г. Алексеев [и др.] // Наука и техника. 2012. № 3. С. 3–6.
 17. Семченко, Н. И. Коррозионное поведение аустенитных нержавеющей сталей после электролитно-плазменного полирования / Н. И. Семченко, А. Ю. Королёв // IV Междунар. симпоз. по теоретич. и приклад. плазмохимии, 13–18 мая 2005 г., г. Иваново, Россия: сб. тр. Иваново: Ивановский гос. хим.-технол. ун-т, 2005. Т. 2. С. 406–409.
 18. Алексеев, Ю. Г. Комплексная технология изготовления изделий медицинской техники, основанная на пластическом деформировании и физико-технических методах / Ю. Г. Алексеев, В. Н. Страх, А. Ю. Королёв // Литье и металлургия. 2005. № 4. С. 180–187.
 19. Исследование влияния промежуточной электролитно-плазменной обработки в процессе деформационного упрочнения волочением / Ю. Г. Алексеев [и др.] // Вестник ПГУ. № 3. Серия В. Промышленность. Прикладные науки. 2012. № 11. С. 85–90.
 20. Kong, M. C. Aspects of Material Removal Mechanism in Plain Waterjet Milling on Gamma Titanium Aluminide / M. C. Kong, D. Axinte, W. Voice // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. P. 573–584. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.11.009>.
 21. Ultrashort Pulsed Laser Drilling and Surface Structuring of Microholes in Stainless Steels / L. Romoli [et al.] // CIRP Annals – Manufacturing Technology. 2014. Vol. 63, No 1. P. 229–232.
 22. Физико-химические методы обработки в производстве газотурбинных двигателей / Ю. С. Елисеев; под ред. Б. П. Саушкина. М.: Дрофа, 2002. 656 с.
 23. Mingcheng, G. Electrochemical Micromachining of Square Holes in Stainless Steel in H₂SO₄ / G. Mingcheng, Z. Yongbin, M. Lingchao // International Journal of Electrochemical Science. 2019. Vol. 14. P. 414–426. Doi: 10.20964/2019.01.40.
 24. Rakhimyanov, Kh. Prospects of Combining Electro-Erosive and Electrochemical Processes in Forming the Holes of a Small Diameter in Difficult-to-Process Materials / Kh. Rakhimyanov, S. Vasilevskaya // MATEC Web of Conferences. 2018. Vol. 224. P. 01013. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822401013>.

Поступила 29.09.2020

Подписана в печать 16.11.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Mrochek A. G., Azeriho I. E., Aliakseyeu Yu. G., Minchenya V. T., Strakh V. N., Korolev A. Yu. (2005) *Waveguide for Intravascular Thromboectomy of Thrombi and Thromboebols and Method of its Manufacture: Patent No 005704 EAPO (in Russian)*.
2. Seco F., Jiménez A. R. (2012) Modelling the Generation and Propagation of Ultrasonic Signals in Cylindrical Waveguides. A. Junior (ed.). *Ultrasonic Waves*. Intech. <https://doi.org/10.5772/29804>.
3. Tao Li, Jan Ma1, Adrian F. L. (2011) Horn-Type Piezoelectric Ultrasonic Transducer: Modelling and Applications. Farzad Ebrahimi (ed.). *Advances in Piezoelectric Transducers*. <https://doi.org/10.5772/28753>.
4. Minchenya V. T., Stepanenko D. A. (2010) Prospects for the Use of Flexible Ultrasonic Waveguide Systems in Medicine and Technology. *Pribory i Metody Izmereniy = Devices and Methods of Measurements*, (1), 6–16 (in Russian).
5. Minchenya V. T., Adzerikho I. E., Korolev A. Yu. (2016) Application of Tube-Type Ultrasonic Concentrators-Waveguides to Eliminate Obstruction of Blood Vessels. *Doklady BGUIR*, 101 (7), 300–303 (in Russian).
6. Aliakseyeu Yu. G., Korolyov A. Yu., Budnitskiy A. S., Wenqi Dai (2019) Electrochemical Cutting of Micro-Holes in Tubular Stepped Concentrator-Waveguide for Medical Purposes. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 18 (5), 386–394. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2019-18-5-386-394> (in Russian).

7. Isaevich L. A., Aliakseyeu Yu. G., Korolev A. Yu. (2005) Investigation of the Process of Obtaining High-Strength Wire from Steel 12X18H10T by Drawing with Electrolytic-Plasma Surface Treatment. *Vestnik BNTU* [Bulletin of Belarusian National Technical University], (6), 30–33 (in Russian).
8. Polyko A. G., Khotyanovich E. N. (2012) Technology for Producing Small Diameter Tubes from Tape. *Novye Materialy i Tekhnologii ikh Obrabotki: XIII Respubl. Stud. Nauch.-Tekhn. Konf.* [New Materials and Technologies for Their Processing: XIII Republican Student Scientific and Technical Conference]. Minsk, Belarusian National Technical University, 90 (in Russian).
9. Vinogradov V. S. (2017) *Equipment and Technology of Automatic and Mechanized Arc Welding*. Moscow, Akademiya Publ. 319 (in Russian).
10. Khomich N. S., Aliakseyeu Yu. G., Niss V. S. (2006) Surface Treatment in a Magnetic Field: Efficiency and Ecology. *Lit'e i Metallurgiya = Foundry and Metallurgy*, (3), 115–120 (in Russian).
11. Khomich N. S., Aliakseyeu Yu. G., Niss V. S. [et al.] (2005) Nanotechnology of Polishing in a Magnetic Field of Surfaces of Parts of Optics, Electronics and Laser Technology. *Poroshkovaya Metallurgiya: Dostizheniya i Problemy: Sb. Dokl. Mezhdunar. Nauch.-Tekhn. Konf., 22–23 Sent. 2005 g.* [Powder Metallurgy: Achievements and Challenges. Proceedings of Scientific and Technical Conference, Sept. 22–23, 2005]. Minsk, Belarusian National Technical University], 223–225 (in Russian).
12. Aliakseyeu Yu. G., Korolyov A. Yu., Niss V. S., Parshuto A. E., Budnitskiy A. S. (2019) The Use of Pulse Modes in the Electrochemical Polishing of Corrosion-Resistant Steels. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 18 (3), 200–208 (in Russian). <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2019-18-3-200-208>.
13. Amitan G. L., Baisupov I. A., Baron Yu. M., Blyashko Ya. I., Vagin V. A., Volosatov V. A., Kratysh G. S., Lubyanskiy G. D., Nemilov E. F., Popov N. M., Pugachev S. I., Ushomirskaya L. A., Finkel'shtein A. Ya., Shelestov A. M. (1988) *Handbook of Electrochemical and Electrophysical Processing Methods*. Leningrad, Mashinostroyeniye Publ. 719 (in Russian).
14. Alekseev Yu. G., Kosobutskii A. A., Korolev A. Yu., Niss V. S., Kucheryavyy V. D., Povzhik A. A. (2005) Electrolytic-Plasma Treatment: Features of the Formation of a Vapor-Gas Shell and its Effect on Material Removal During Surface Treatment of Metal Products. *Poroshkovaya Metallurgiya: Dostizheniya i Problemy: Sb. Mater. Doklady Mezhdunar. Nauch.-Tekhn. Konf., Minsk, 22–23 Sent. 2005 g.* [Powder Metallurgy: Achievements and Challenges. Proceedings of Scientific and Technical Conference, Sept. 22–23, 2005]. Minsk, 236–245 (in Russian).
15. Aliakseyeu Yu. G., Korolyov A. Yu., Niss V. S., Parshuto A. E., Budnitskiy A. S. (2018) Electrolyte-Plasma Polishing of Titanium and Niobium Alloys. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 17 (3), 211–219. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2018-17-3-211-219> (in Russian).
16. Alekseev Y. G., Korolyov A. Y., Parshuta A. E., Niss V. S. (2012) Model for Metal Removal in Electrolyte-Plasma Treatment of Cylindrical Surfaces. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, (3), 3–6 (in Russian).
17. Semchenko N. I., Korolev A. Yu. (2005) Corrosion Behavior of Austenitic Stainless Steels after Plasma Electrolytic Polishing. *IV Mezhdunar. Simpoz. po Teoretich. i Priklad. Plazmokhimii, 13–18 Maya 2005 g., g. Ivanovo, Rossiya: Sb. Tr. T. 2* [IV International Symposium on Theoretical and Applied Plasma Chemistry, May 13–18, 2005, Ivanovo, Russia: Proceedings of the Symposium. Vol. 2]. Ivanovo, Publishing House of Ivanovo State University of Chemistry and Technology, 406–409 (in Russian).
18. Aliakseyeu Yu. G., Strakh V. N., Korolev A. Yu. (2005) Integrated technology for the manufacture of medical equipment based on plastic deformation and physical and technical methods. *Lit'e i Metallurgiya = Foundry and Metallurgy*, (4), 180–187 (in Russian).
19. Alekseev Y., Isaevich L., Korolev A., Niss V. (2012) Investigation of the Influence of Intermediate Electrolytic-Plasma Treatment in the Process of Strain Hardening by Drawing. *Vestnik PGU. Seriya V. Promyshlennost'. Prikladnye Nauki = Vestnik of PSU. Series V. Industry. Applied Sciences*, (11), 85–90 (in Russian).
20. Kong M. C., Axinte D., Voice W. (2010) Aspects of Material Removal Mechanism in Plain Waterjet Milling on Gamma Titanium Aluminide. *Journal of Materials Processing Technology*, 210, 573–584. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.11.009>.
21. Romoli L., Rashed C. A. A., Lovicu G., Dini G., Tantussi F., Fuso F., Fiaschi M. (2014) Ultrashort Pulsed Laser Drilling and Surface Structuring of Microholes in Stainless Steels. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 63 (1), 229–232. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2014.03.053>.
22. Eliseev Yu. S., Krymov V. V., Mitrofanov A. A., Saushkin B. P. (2002) *Physicochemical Treatment Methods in the Production of Gas Turbine Engines*. Moscow, Drofa Publ. 656 (in Russian).
23. Mingcheng G., Yongbin Z., Lingchao M. (2019) Electrochemical Micromachining of Square Holes in Stainless Steel in H₂SO₄. *International Journal of Electrochemical Science*, 14, 414–426. <https://doi.org/10.20964/2019.01.40>.
24. Rakhimyanov Kh., Vasilevskaya S. (2018) Prospects of Combining Electro-Erosive and Electrochemical Processes in Forming the Holes of a Small Diameter in Difficult-to-Process Materials. *MATEC Web of Conferences*, 224, 01013. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822401013>.

Received: 29.09.2020

Accepted: 16.11.2020

Published online: 30.11.2020

Роль дислокаций в процессе деградации полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии.

Экспериментальное исследование

Докт. физ.-мат. наук А. С. Гаркавенко¹⁾, докт. техн. наук, проф. В. А. Мокрицкий²⁾,
докт. техн. наук, доц. О. В. Маслов²⁾, канд. техн. наук А. В. Соколов²⁾

¹⁾Фирма «Гайтескрафт» (Корнвестхайм, Германия),

²⁾Одесский национальный политехнический университет (Одесса, Украина)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Световое саморазрушение-деградация второго типа наблюдалось в образцах полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии с высокой оптической однородностью и хорошим качеством обработки поверхности. В этих образцах появлялись повреждения в виде шнуров, перпендикулярных торцам резонатора. Согласно имеющимся представлениям о прохождении мощных световых потоков через различные среды, возникновение узких световых каналов обусловлено явлением самофокусировки. Оно относится к фундаментальным физическим механизмам распространения лазерного излучения и обусловлено нелинейными явлениями, возникающими в среде под воздействием мощного лазерного излучения. Физическая причина самофокусировки – возрастание показателя преломления n в сильном световом поле. Тепловая самофокусировка – наиболее вероятная причина перераспределения излучения в активной области кристалла. Однако не исключено, что на начальном этапе возникновения световых каналов определенную роль играет рост интенсивности излучения в отдельных участках кристалла из-за нестабильности генерации либо небольших флуктуаций плотности тока накачки. Далее процесс приобретает лавинный характер, поскольку локализация луча в канале увеличивает плотность светового излучения, что может приводить к перегреву вещества и включению механизма тепловой самофокусировки. Выполненные исследования показали, что максимальной устойчивостью к процессам деградации обладают оптически однородные кристаллы. В них величина критической мощности светового разрушения определяется порогом самофокусировки излучения в материале. Поскольку нелинейная добавка к показателю преломления $\Delta n = n_2 E^2$ на пороге самофокусировки определяется изменением концентрации неравновесных носителей $\Delta N(E^2)$, то сама величина максимальной флуктуации $\Delta N_{\max}$ пропорциональна значению концентрации неравновесных носителей на пороге генерации $\Delta N_{\text{пор}}$ и относительному превышению порога генерации $J = (j - j_n)/j_n$. Таким образом, низкая пороговая концентрация неравновесных носителей является одним из условий увеличения устойчивости материала к процессам деградации. В легированных кристаллах $\Delta N_{\text{пор}}$ меньше, чем в собственных материалах. Это, возможно, и объясняет достаточно большие значения $P_{\text{кр}}$ в оптимально легированном однородном n -GaAs. Меньшие значения $P_{\text{кр}}$ в образцах p -типа, легированных цинком, могут быть связаны не только с неоднородностью этих кристаллов, но и с большими порогами генерации. Кроме того, сечение поглощения излучения дырками примерно в 3–4 раза больше, чем электронами, что также может снижать порог саморазрушения лазеров. При $T = 300$ К пороги генерации выше, что, естественно, снижает величину порога самофокусировки.

Ключевые слова: деградация, дислокация, лазер, полупроводник, мощность излучения, резонатор

Для цитирования: Роль дислокаций в процессе деградации полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии. Экспериментальное исследование / А. С. Гаркавенко [и др.] // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 507–511. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-507-511>

Role of Dislocations in the Process of Degradation of Semiconductor Lasers with Electronic Energy Pumping. Experimental Research

A. S. Garkavenko¹⁾, V. A. Mokritsky²⁾, O. V. Maslov²⁾, A. V. Sokolov²⁾

¹⁾Gaisteskraft Firm (Kornwestheim, Germany),

²⁾Odessa National Polytechnic University (Odessa, Ukraine)

Abstract. Light self-destruction-degradation of the second type has been observed in samples of semiconductor lasers with electronic energy pumping with high optical homogeneity and good quality of surface treatment. In these samples, damage

Адрес для переписки

Мокрицкий Вадим Анатольевич
Одесский национальный политехнический университет
просп. Шевченко, 1,
65044, г. Одесса, Украина
Тел.: +38 048 734-86-36
mokrickiy37@gmail.com

Address for correspondence

Mokritsky Vadim A.
Odessa National Polytechnic University
1, Shevchenko Ave.,
65044, Odessa, Ukraine
Tel.: +38 048 734-86-36
mokrickiy37@gmail.com

appeared in the form of cords perpendicular to the ends of the resonator. According to the current understanding of the passage of powerful light streams through various media, the emergence of narrow light channels is due to the phenomenon of self-focusing. It refers to the fundamental physical mechanisms of propagation of laser radiation and is caused by nonlinear phenomena arising in a medium under the influence of high-power laser radiation. The physical reason for self-focusing is an increase in the refractive index n in a strong light field. Thermal self-focusing is the most probable cause of radiation redistribution in the active region of the crystal. However, it is possible that in the initial stage of the appearance of light channels a certain role is played by the growth of the intensity of radiation in certain sections of the crystal because of the instability of generation or small fluctuations in the pump current density. Then the process acquires an avalanche character, since the localization of the ray in the channel increases the density of light radiation which can lead to overheating of the substance and the activation of the thermal self-focusing mechanism. The experiments performed in this paper have shown that optically homogeneous crystals possess maximum resistance to degradation processes. In them, the critical power of light destruction is determined by the self-focusing threshold of radiation in a material. Since the nonlinear addition to the refractive index $\Delta n = n_2 E^2$ at the self-focusing threshold is determined by the change in the concentration of non-equilibrium carriers $\Delta N(E^2)$, the value of the maximum fluctuation $\Delta N_{\max}$ itself is proportional to the value of the non-equilibrium carrier concentration at the generation threshold ΔN_{pores} and the relative excess of the generation threshold $J = (j - j_n)/j_n$. Thus, a low threshold concentration of non-equilibrium carriers is one of the conditions for increasing material resistance to degradation processes. In doped crystals ΔN_{pores} is less than in pure materials. This, perhaps, explains the rather higher value of P_{critical} in the optimally doped homogeneous n -GaAs. Smaller values of P_{critical} in p -type samples doped with zinc can be associated not only with the inhomogeneity of these crystals, but also with large generation thresholds. In addition, the cross section for absorption of radiation by holes is about 3–4 times larger than by electrons, which can also reduce the self-destruction threshold of lasers. At $T = 300$ K, the lasing thresholds are higher that naturally reduces the value of the self-focusing threshold.

Keywords: degradation, dislocation, laser, semiconductor, radiation power, resonator

For citation: Garkavenko A. S., Mokritsky V. A., Maslov O. V., Sokolov A. V. (2020) Role of Dislocations in the Process of Degradation of Semiconductor Lasers with Electronic Energy Pumping. Experimental Research. *Science and Technique*. 19 (6), 507–511. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-507-511> (in Russian)

Введение

Изучение процессов деградации источников когерентного излучения и возможных путей их устранения представляет собой фундаментальную проблему лазерной техники. Решение этой проблемы определяет практическое применение лазеров в различных областях науки и техники. Ранее авторами статьи было отмечено, что плотность дислокаций внутри лазерного кристалла увеличивается с увеличением мощности собственного излучения [1]. При этом возникает дислокационная лавина, вызывающая образование микро- и макротрещин, разрушающих кристалл. Это приводит к необратимому падению мощности излучения и увеличению порога генерации.

Рассмотрим данную проблему на примере лазеров с электронным накачиванием энергии [2–5], которые имеют определенные преимущества с точки зрения изучения в них физических процессов деградации. Это обусловлено довольно большим размером рабочей области кристалла и возможностью подробно исследовать дефекты практически в любой точке внутри активного слоя и на поверхности образца. При этом удобно использовать кристаллы разными типов и с разными исходными характеристиками, в том числе с высокой оптической однородностью.

Экспериментальные результаты и обсуждение

В статье представлены результаты экспериментальных исследований процессов деградации

полупроводниковых лазеров под воздействием собственного лазерного излучения. Исследования проводились на радиационно модифицированных с помощью ионизирующих излучений кристаллах арсенида галлия и сульфида кадмия, типичных представителей полупроводниковых соединений групп A^3B^5 и A^2B^6 . Модификацию выполняли с целью создания оптически однородных сред с флуктуациями показателя преломления в диапазоне $\Delta n \sim 10^{-6} - 10^{-1}$ [4–7]. Для всех исследованных образцов имела место деградация под воздействием собственного лазерного излучения. Значение критической плотности мощности светового разрушения оптически однородных кристаллов было максимальным и на некоторых образцах составляло $P_{\text{кр}} \sim (2-17) \text{ МВт/см}^2$. Деградация сопровождалась разрушением матрицы кристалла, резким возрастанием плотности дислокаций, достигающей величины $N^0_d \geq (10^{15} - 10^{17}) \text{ см}^{-2}$, механическим разрушением поверхности торцов резонатора, необратимым падением мощности излучения и увеличением порога генерации [1, 6, 8]. Исследовались образцы с $\Delta n \sim 10^{-4} - 10^{-3}$ и флуктуацией концентрации свободных носителей $N \sim (10^{15} - 10^{16}) \text{ см}^{-3}$. Установлено, что при достижении больших световых потоков на образцах из GaAs, эффективность которых была более 14 %, при $T = 80$ К наблюдалось необратимое падение мощности лазерного излучения, сопровождающееся разрушением кристалла. Повреждения возникали как результат воздействия светового потока, генерируемого лазером (рис. 1).

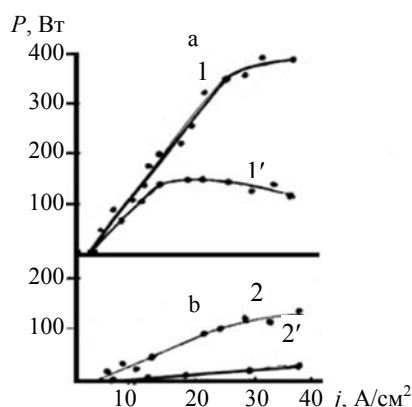


Рис. 1. Зависимость мощности излучения лазера на основе оптически однородного кристалла ($\Delta n \sim 10^{-3}$) GaAs от плотности тока накачки при $T = 80$ К (а) и $T = 300$ К (б): 1, 2 – до деградации; 1', 2' – после деградации

Fig. 1. Dependence of radiation power of laser based on optically homogeneous crystal ($\Delta n \sim 10^{-3}$) GaAs on pumping current density at $T = 80$ К (а) and $T = 300$ К (б): 1, 2 – before degradation; 1', 2' – after degradation

Существующая корреляция величины внешней дифференциальной квантовой эффективности η_d со значением $P_{кр}$ позволила использовать экспериментальную зависимость $P_{кр}(\eta_d)$ для оценки величины критической мощности разрушения в данном материале (рис. 2).

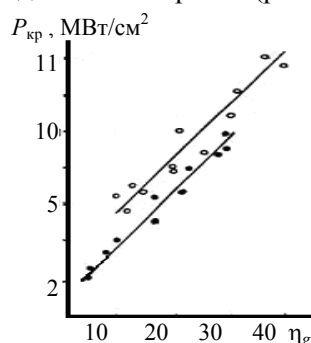


Рис. 2. Зависимость критического потока лазерного излучения от внешней дифференциальной квантовой эффективности оптически однородных кристаллов GaAs при $T = 80$ К: $\circ$ – n -тип, $\Delta n \sim 10^{-6}$; $\bullet$ – p -тип, $\Delta n \sim 10^{-5}$

Fig. 2. Dependence of critical laser radiation flux on external differential quantum efficiency of optically homogeneous GaAs crystals at $T = 80$ К: $\circ$ – n -type, $\Delta n \sim 10^{-6}$; $\bullet$ – p -type, $\Delta n \sim 10^{-5}$

Критическая плотность мощности разрушения $P_{кр}$ при $T = 80$ К составляла 3–17 МВт/см², при $T = 300$ К – $P_{кр} = (2–7)$ МВт/см² [4, 5]. Процессы деградации при 80 К сопровождались значительными механическими разрушениями поверхности зеркал резонатора, которые иногда распространялись за пределы активного слоя (т. е. >5 мкм). Отметим, что механические разрушения лазеров, как при 300 К, так и при 80 К, связаны с возникновением в этих образцах дислокационной лавины, образующейся

под действием собственного лазерного излучения внутри резонатора лазера и приводящей к возникновению микро- и макротрещин [1, 8].

До возникновения дислокационной лавины величина критической плотности мощности излучения $P_{кр}$ зависела от исходных свойств арсенида галлия и в первую очередь – от исходной плотности дислокаций в кристалле. В образцах, где исходная плотность дислокаций составляла $\geq 10^6$ см⁻², она была крайне малой ($P_{кр} = (2–4)$ МВт/см²) по сравнению с кристаллами с плотностью дислокаций $N_D = (1–5) \cdot 10^3$ см⁻², где $P_{кр} = (10–15)$ МВт/см².

Величина $P_{кр}$ зависела также от типа легирующей примеси: в кристаллах p -типа, легированных цинком, она была менее 3–10 МВт/см². С ростом уровня легирования (теллур, $N > 10^{18}$ см⁻³) значение $P_{кр}$ уменьшалось, что обусловлено увеличением плотности и размера микронеоднородностей. В эпитаксиальных образцах, легированных оловом до $(3–4) \cdot 10^{19}$ см⁻³, значение $P_{кр}$ не уменьшалось, что свидетельствует о более высокой оптической прочности таких материалов. Слабо легированные кристаллы и нелегированные эпитаксиальные образцы были также однородны. Однако величина $P_{кр}$ в них была несколько меньше, чем в легированных. Это обусловлено большой исходной плотностью дислокаций ($N_D \sim 10^4$ см⁻²), а также более высокими значениями пороговой плотности тока (особенно при $T = 300$ К) в этих образцах. Следует заметить, что механические свойства GaAs зависят от уровня легирования мелкими донорами, и при больших концентрациях примеси наблюдается эффект его упрочнения [9–11].

Установлено, что деградация сопровождается образованием большого количества дислокаций в активной области лазеров, что в итоге приводит к катастрофическим последствиям [1, 4, 5, 8]. Плотность дислокаций в этой области составляла $10^{12}–10^{17}$ см⁻², а это свидетельствует о возникновении в них дислокационной лавины [1, 8].

Зарождение дислокаций предшествует хрупкому разрушению материала. Это снижает механическую прочность образца и уменьшает величину порога оптического разрушения. В таких образцах наблюдались рост пороговой плотности тока, падение эффективности лазерного излучения в 2–3 раза и неравномерность свечения активной области в результате возрастания структурной неоднородности кристаллов. После удаления верхнего нарушенного слоя путем бомбардировки низкоэнергетиче-

скими ионами аргона в вакууме отмечалось увеличение порога разрушения в 1,5–2 раза.

Процессы деградации лазеров из CdS имеют те же закономерности, что и GaAs, и объясняются теми же механизмами, в результате которых генерируются дислокации, однако характеризуются меньшими значениями плотности мощности разрушения – примерно (2–5) МВт/см² [1, 6]. В сильно легированных кристаллах CdS значение критической плотности мощности оказалось больше примерно на (7–10) МВт/см², чем у большинства образцов, специально нелегированных.

Наряду с высокими энергетическими параметрами, такой материал обладает большей оптической однородностью, поскольку роль собственных дефектов в условиях высокой концентрации свободных носителей заряда и в присутствии мелких легирующих примесей менее существенна [12, 13]. Установлено, что легированные неонем методом ионной имплантации кристаллы CdS ($N \geq 10^{18}$ см⁻³) обладали наиболее высокой однородностью свечения при сканировании пучком электронов вдоль грани резонатора (рис. 3). Неоднородность свечения уменьшалась с 80–90 % до 20–30 %, что и привело к росту $P_{кр}$ до $7 \cdot 10^6$ Вт/см² (рис. 4). Также увеличились значения $P_{кр}$ в кристаллах CdS, радиационно легированных мелкими акцепторными примесями изотопов палладия ($^{108}_{46}\text{Pd}$) и серебра ($^{109}_{47}\text{Ag}$) ($N \sim (10^{16}–10^{17})$ см⁻³): при $T = 80$ К $P_{кр} \sim 10^8$ Вт/см², при $T = 300$ К $P_{кр} \sim 6 \cdot 10^6$ Вт/см².

Изложенное показывает, что процесс деградации полупроводниковых лазеров прямо связан с генерацией и размножением дислокаций во время работы лазера [1, 8].

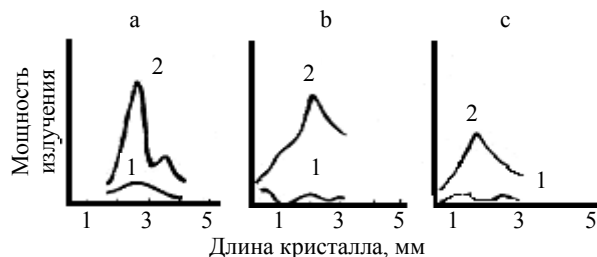


Рис. 3. Распределение мощности лазерного излучения по длине оптически однородных кристаллов CdS (а – $\Delta n \sim 10^{-6}$; б – $\Delta n \sim 10^{-5}$; в – $\Delta n \sim 10^{-4}$), легированных неонем дозой $1,5 \cdot 10^{14}$ ион. см⁻², при плотности тока ($T = 80$ К): 1 – $j = 2$ А/см²; 2 – $j = 15$ А/см²

Fig. 3. Distribution of laser radiation power along length of optically homogeneous CdS crystals (а – $\Delta n \sim 10^{-6}$; б – $\Delta n \sim 10^{-5}$; в – $\Delta n \sim 10^{-4}$), neon doped with dose of $1,5 \cdot 10^{14}$ ion cm⁻², at current density ($T = 80$ К): 1 – $j = 2$ А/см²; 2 – $j = 15$ А/см²

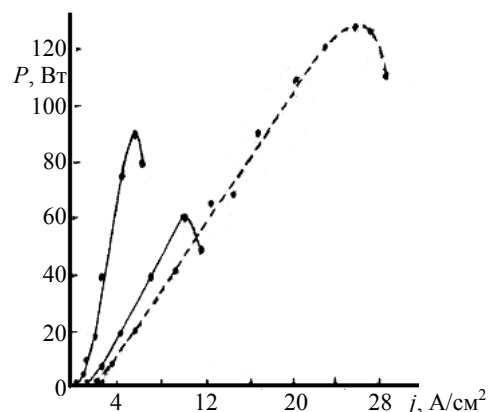


Рис. 4. Ватт-амперные характеристики излучения оптически однородных кристаллов CdS: сплошные линии – нелегированные кристаллы, $\Delta n \sim 10^{-4}, 10^{-3}, \dots$; пунктир – легированные неонем, $\Delta n \sim 10^{-4}$ ($T = 80$ К, $N \sim 10^{18}$ см⁻³)

Fig. 4. Watt-ampere characteristics of radiation of optically homogeneous CdS crystals: solid lines – undoped crystals, $\Delta n \sim 10^{-4}, 10^{-3}, \dots$; dotted lines – doped with neon, $\Delta n \sim 10^{-4}$ ($T = 80$ К, $N \sim 10^{18}$ см⁻³)

При критических значениях плотности мощности излучения и плотности дислокаций происходит механическое разрушение матрицы кристалла. Подобный вывод об определяющем (доминирующем) влиянии дислокаций на катастрофическую деградацию подтверждается результатами экспериментальных исследований в сильно легированных ($N \geq 1 \cdot 10^{18}$ см⁻³) кристаллах GaAs, GaAlAs и GaSb, в которых наблюдался эффект увеличения оптической прочности лазеров [9, 10]. Значение мощности излучения с увеличением легирования возрастало до $P = 10^3$ Вт, а в нелегированных кристаллах механическое разрушение наблюдалось при $P = (300–500)$ Вт. Таким образом, сильное легирование препятствует генерации и размножению дислокаций [9, 10], а с ним – деградации лазера.

Проведенные эксперименты подтверждают разработанную в [1] теоретическую модель о прямом взаимодействии исходных дислокаций с собственным излучением лазера, при котором на них поглощается значительная доля световой мощности. Это и приводит, в конечном счете, к саморазрушению и деградации лазера [1, 8].

ВЫВОДЫ

1. Процессы деградации полупроводниковых лазеров зависят от исходных свойств активной среды, состояния ее поверхности и условий возбуждения. Применение оптически однородных материалов с оптимальным легированием соответствующими примесями и с хорошо обработанной поверхностью является

основным фактором, определяющим их способность к длительной, устойчивой работе в роли активной лазерной среды и позволяет существенно повысить критические значения мощности разрушения лазеров.

2. Таким образом, взаимодействие собственного лазерного излучения с исходными дислокациями внутри лазерного резонатора приводит к их размножению в кристалле и возникновению дислокационной лавины, плотность дислокаций в которой составляет $(10^{12}–10^{17})\text{ см}^{-2}$. Это, в свою очередь, вызывает зарождение микро- и макротрещин и деградацию лазера [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. Природа деградации полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии. Теоретические предпосылки / А. С. Гаркавенко [и др.] // Наука и техника. 2020. Т. 19, № 4. С. 311–319. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-4-311-319>.
2. Богданкевич, О. В. Полупроводниковые лазеры / О. В. Богданкевич, С. А. Дарзнец, П. Г. Елисеев. М.: Наука, 1976. 243 с.
3. Грибковский, В. П. Полупроводниковые лазеры / В. П. Грибковский. Минск: Университетское, 1988. 240 с.
4. Напівпровідникові лазери з електронним накачуванням / О. С. Гаркавенко [и др.]. Одеса: Поліграф, 2006. Т. 1. Механізм генерації. Властивості випромінювання. 320 с.
5. Напівпровідникові лазери з електронним накачуванням / О. С. Гаркавенко [и др.]. Одеса: Поліграф, 2006. Т. 2. Активні середовища. Розробка приладів. 360 с.
6. Гаркавенко, А. С. Радиационная модификация физических свойств широкозонных полупроводников и создание на их основе лазеров большой мощности / А. С. Гаркавенко. Львов: ЗУКЦ, 2012. 257 с.
7. Радиационное легирование сульфида кадмия и арсенида галлия / В. А. Мокрицкий [и др.] // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. 2002. № 7. С. 15–18.
8. Гаркавенко, А. С. О деградации полупроводниковых лазеров / А. С. Гаркавенко // Теоретический и научно-практический журнал радиосвязи, радиовещания и телевидения: тр. УНИИРТ. 2000. Т. 1, № 21. С. 65–68.
9. Влияние легирования на пластическую деформацию монокристаллов арсенида галлия / Н. П. Сажин [и др.] // Физика твердого тела. 1966. Т. 3, № 5. С. 1539–1544.
10. Эффект увеличения мощности и оптической прочности лазеров на сильно легированном антимониде галлия / Э. П. Бочкарев [и др.] // Письма ЭТФ. 1981. Т. 7, № 23. С. 1455–1458.
11. Халл, Д. Введение в дислокации / Д. Халл. М.: Атомиздат, 1968. 260 с.
12. Ионизационный отжиг полупроводниковых кристаллов. Часть первая. Теоретические предпосылки / А. С. Гаркавенко [и др.] // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. 2014. № 4. С. 50–55.
13. Ионизационный отжиг полупроводниковых кристаллов. Часть вторая. Эксперимент / А. С. Гаркавенко [и др.] // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. 2014. № 5–6. С. 51–56. <https://doi.org/10.15222/TKEA2014.2.5>

Поступила 06.06.2018

Подписана в печать 12.02.2019

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Garkavenko A. S., Mokritskii V. A., Maslov O. V., Sokolov A. V. (2020) Nature of Degradation in Semiconductor Lasers with Electronic Energy Pumping. Theoretical Background. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 19 (4), 311–319 (in Russian). <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-4-311-319>.
2. Bogdankevich O. V., Darznez S. A., Eliseev P. G. (1976) *Semiconductor Lasers*. Moscow, Nauka Publ. 243 (in Russian).
3. Gribovskii V. P. (1988) *Semiconductor Lasers*. Minsk, Universitetskoe Publ. 240 (in Russian).
4. Garkavenko A. S., Lenkov S. V., Mokritskii V. A., Pashkov O. S. (2006) *Semiconductor Lasers with Electronic Pumping. Vol. 1. Generation Mechanism. Radiation Properties*. Odessa, Poligraph Publ. 320 (in Ukrainian).
5. Garkavenko O. S. [et al.] (2006) *Semiconductor Lasers with Electronic Pumping. Vol. 2. Active Environments. Device Development*. Odessa, Poligraph Publ. 360 (in Ukrainian).
6. Garkavenko A. S. (2012) *Radiation Modification of the Physical Properties of Wide-Gap Semiconductors and the Creation of High-Power Lasers on their Basis*. Lvov, Publishing House of Western Ukrainian Consulting Center. 257 (in Russian).
7. Mokritskii V. A., Garkavenko A. S., Zubarev V. V., Lenkov S. V. (2002) Radiation Doping of Cadmium Sulfide and Gallium Arsenide. *Tekhnologiya i Konstruirovaniye v Elektronnoi Apparature = Technology and Design in Electronic Equipment*, (7), 15–18 (in Russian).
8. Garkavenko A. S. (2000) On Degradation of Semiconductor Lasers. *Teoreticheskii i Nauchno-Prakticheskii Zhurnal Radiosvyazi, Radioveshchaniya i Televideniya. Trudy UNIIRT* [Theoretical and Scientific-Practical Journal of Radio Communication, Broadcasting and Television: Proceedings of Ukrainian Scientific Research Institute of Radio and Television], 1 (21), 65–68 (in Russian).
9. Sazhin N. P., Mil'vidskii M. G., Osvenskii V. B., Klimovich F. F. (1966) Effect of Doping on Plastic Deformation of Gallium Arsenide Single Crystals. *Fizika Tverdogo Tela = Soviet Physics, Solid State*, 3 (5), 1539–1544.
10. Bochkariov E. P. [et al.] (1981) Effect of Increasing the Power and Optical Strength of Lasers Based on Heavily Doped Gallium Antimonide. *Pis'ma v Zhurnal Eksperimental'noi i Teoreticheskoi Fiziki = Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters*, 7 (23), 1455–1458 (in Russian).
11. Hull D. (1965) *Introduction to Dislocations*. Pergamon Press LTD, Oxford. 260.
12. Garkavenko A. S., Mokritskii V. A., Banzak O. V., Zavadskii V. A. (2014) Ionization Annealing of Semiconductorcrystals. Part One. Theoretical Background. *Tekhnologiya i Konstruirovaniye v Elektronnoy Apparature = Technology and Design in Electronic Equipment*, (4), 50–55. <https://doi.org/10.15222/tkea2014.4.50> (in Russian).
13. Garkavenko A. S., Mokritskii V. A., Banzak O. V., Zavadskii V. A. (2014) Ionization Annealing of Semiconductorcrystals. Part Two. Experiment. *Tekhnologiya i Konstruirovaniye v Elektronnoy Apparature = Technology and Design in Electronic Equipment*, (5–6), 51–56. <https://doi.org/10.15222/tkea2014.2.51> (in Russian).

Received: 06.06.2018

Accepted: 12.02.2019

Published online: 30.11.2020

Коррозия – биотехническая система разрушения технических объектов, снижающая их качество и надежность

Кандидаты техн. наук, доценты А. В. Кудина¹⁾, И. О. Соколов¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Общеизвестно, что коррозия материалов, как явление в природе, носит многогранный характер, где ее зарождение и развитие во многом зависят от микрофлоры окружающей среды. В современном мире коррозия рассматривается в основном как самопроизвольное разрушение твердых тел, вызванное химическими и электрохимическими процессами, развивающимися на поверхности тела при его взаимодействии с внешней средой. Сущность коррозионного разрушения объектов следует изучать в аспекте взаимосвязанных природных явлений и процессов, которые постоянно протекают при контакте объекта с техногенными средами и окружающей средой, содержащими множество микроорганизмов различных родов и видов. Накопление и метаболизм микроорганизмов в поверхностных дефектах твердых тел при создании в контактных зонах благоприятных физических, химических и биологических условий создают участки биоценоза, в которых образуются метаболиты, биогенные элементы и химически активные радикалы, взаимодействующие с контактной поверхностью тела и техногенной средой. Такое взаимодействие порождает протекание на контактных поверхностях как биохимических реакций в микробных клетках, так и биоэнергетических механизмов преобразования энергии – и в самих микроорганизмах, и в окружающем пространстве. Это инициирует химические, электрохимические и биокоррозионные процессы разрушения материалов. Следовательно, явление коррозии представляется как система взаимосвязанных микробиологических и физико-химических процессов разрушения материалов, возникающая при взаимодействии их с микрофлорой контактных техногенных сред и окружающей среды. На основании обобщения и анализа результатов научно-исследовательских работ и с учетом известных достижений и открытий в области науки и техники авторы статьи предлагают новый системный подход и концепцию к явлению коррозионного разрушения твердого тела с учетом биологического фактора, инициирующего коррозионное повреждение и разрушение материалов.

Ключевые слова: биологический фактор, биокоррозионные процессы, микроструктура контактных поверхностей, твердые тела, коррозионная система, разрушение материала

Для цитирования: Кудина, А. В. Коррозия – биотехническая система разрушения технических объектов, снижающая их качество и надежность / А. В. Кудина, И. О. Соколов // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 512–520. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-512-520>

Corrosion – Biotechnical System for Destruction of Technical Objects Reducing their Quality and Reliability

A. V. Kudina¹⁾, I. O. Sokorov¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. It is a well-known fact, that corrosion of materials, as a phenomenon in the nature, is multifaceted, where its origin and development in many respects depend on environment micro-flora. In the modern world, corrosion is considered mainly as the spontaneous destruction of solids caused by chemical and electrochemical processes, developing on a body surface during its interaction with external environment. The essence of corrosion destruction of objects should be studied in aspect of the

Адрес для переписки

Кудина Анна Вячеславовна
Белорусский национальный технический университет
просп. Независимости, 65,
220113, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 331-11-20
akudina@bntu.by

Address for correspondence

Kudina Anna V.
Belarusian National Technical University
65, Nezavisimosty Ave.,
220113, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 331-11-20
akudina@bntu.by

interrelated natural phenomena and processes that constantly occur when an object comes into contact with man-made environments and the environment containing many microorganisms of various genera and species. The accumulation and metabolism of microorganisms in surface defects of solids, when favorable physical, chemical and biological conditions are created in the contact zones, create areas of biocenosis in which metabolites, biogenic elements and chemically active radicals are formed, interacting with the contact surface of the body and the technogenic environment. Such interaction gives rise to the occurrence of both biochemical reactions in microbial cells and bioenergetic mechanisms of energy conversion on the contact surfaces, both in the microorganisms themselves and in the surrounding space. This initiator chemical, electrochemical and bio-corrosion processes of materials destruction. Consequently, the phenomenon of corrosion is presented as a system of interrelated microbiological and physicochemical processes of destruction of materials, arising from their interaction with the micro-flora of contact technogenic media and the environment. Based on the generalization and analysis of the results of the performed research work and taking into account the well known achievements and discoveries in the field of science and technology, the authors of the paper propose a new systematic approach and concept to the phenomenon of corrosive destruction of a solid with the account of the biological factor that initiates corrosion damage and destruction of materials.

Keywords: biological factor, bio-corrosion processes, microstructure of contact surfaces, solids, corrosion system, destruction of material

For citation: Kudina A. V., Sokorov I. O. (2020) Corrosion – Biotechnical System for Destruction of Technical Objects Reducing their Quality and Reliability. *Science and Technique*. 19 (6), 512–520. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-512-520> (in Russian)

Введение

События последнего десятилетия отчетливо показывают, что большинству специалистов-материаловедов, равно как и инженерам широкого профиля, необходимо больше знать и понимать процессы влияния окружающей среды на свойства материалов, включая коррозионное поведение металлов, их сплавов и других материалов, применяемых в технике. В настоящее время коррозионные проблемы в большинстве случаев рассматриваются в общем виде применительно к металлам, для которых они наиболее характерны или технически важны. В науке и нормативных документах [1, 2] коррозия определена как самопроизвольное разрушение твердых тел, вызванное химическими и электрохимическими процессами при их взаимодействии с внешней средой. Установлено также, что коррозионные процессы, вызванные действием макро- и микросреды, приводят к физическому старению металла и сплавов, изменению их структуры и, как правило, к снижению надежности деталей машин и механизмов. Здесь следует отметить, что сущность явления коррозии, взаимосвязь коррозионных процессов с окружающей средой и влияние макро- и микросреды на возникновение и протекание физико-химических реакций в науке и технике представлены в абстрактной форме

познания, дающей обобщенную картину явления.

Коррозия металла заключается в том, что в его поверхностном слое протекают многофазные реакции окисления, в результате которых металл переходит в окисное состояние (ионное), причем этот процесс сопровождается направленным движением заряженных частиц, обусловленным электронами во внешнем контуре и ионами в электролите. Кроме того, установлено, что в условиях трения стальных поверхностей деталей машин и механизмов при коррозии часто наблюдается накопление в металле активного водорода. Подобные явления отмечены при коррозионно-механическом изнашивании в узлах трения и подвижных соединениях деталей машин [3–5]. Из металловедения известно, что у стали, насыщенной водородом, резко снижаются как сопротивление механическим нагрузкам, так и износостойкость, а при тяжелом режиме работы и высоких удельных нагрузках в рабочих деталях машин и механизмов возникают процессы наводороживания, структурного разупрочнения поверхностей и образования микротрещин, что резко уменьшает предел усталости материала и приводит к снижению надежности и долговечности узлов трения машин и технологического оборудования [4, 6, 7].

В конце XX в. в связи с интенсивным развитием науки, техники и новых технологий кор-

розионные процессы, развивающиеся на поверхности твердого тела (металлических и неметаллических материалов), стали объектом исследования не только материаловедов и электрохимиков, но и микробиологов. Такой повышенный интерес к физической сущности коррозионных процессов вызван новыми открытиями и достижениями в области микробиологии и биотехнологии. В связи с тем, что коррозионные разрушения происходят в результате химического превращения металлов при взаимодействии их с окружающей средой, содержащей множество различных видов микроорганизмов, для более правильного понимания кинетики коррозионных процессов необходимо знать не только основы химии и электрохимии, но и микробиологии.

Цель настоящей работы – на основании обобщения результатов научно-исследовательских работ и с учетом известных научных достижений и открытий в области биофизики и биохимии предложить новый научный системный подход и концепцию к явлению коррозионного разрушения твердого тела с учетом биологического фактора, постоянно присутствующего в окружающем пространстве.

Основная часть

Роль биологического фактора в коррозии металлов и различных неметаллических материалов нельзя недооценивать. Микробному разрушению подвергается практически все, что нас окружает: металл, бетон, стекло, камень, резина, кожа, текстиль, пластмассы, смазки и др. Взаимодействуя с различными материалами, микроорганизмы и их метаболиты создают особый вид разрушения – биоповреждения. Процессы биоповреждений по своему механизму различны и зависят как от биофактора, так и от особенностей подверженного их действию объекта. Как научный, так и инженерный подходы к биокоррозии необходимы для эффективной диагностики коррозионных разрушений с целью разработки механизма и соответствующих средств защиты от этого явления. Разновидность типов и видов микробной коррозии, как металлов, так и защитных материалов, свидетельствует о необычайно широком распространении этого явления в раз-

личных сферах деятельности человека. Так, рабочие органы сельскохозяйственных машин работают в постоянном контакте с возделываемыми техническими культурами (масличными, крахмало- и сахароносами, красильными и проч.). Эти растения в процессе измельчения выделяют в окружающее пространство, в том числе и на детали машин, микроэлементы органических и химических соединений, являющиеся питательной средой для различного рода микроорганизмов. При усвоении последними питательной среды извлекаются нужные вещества и энергия, используемые для построения живой клетки и поддержания ее метаболизма. Продукты распада, ненужные организму, выделяются в окружающее пространство. В большинстве случаев продукты распада и деструкции живых микроорганизмов являются химически активными элементами и свободными радикалами [8–11], которые вовлекаются в электрохимические и химические процессы, тем самым интенсифицируя коррозионные повреждения и разрушения деталей рабочих органов машин и механизмов. Кроме того, микроорганизмы могут воздействовать на отдельные материалы и металлы чисто специфически – они способны потреблять их в качестве источников питания. На рис. 1 представлены крепежные детали элементов технологического оборудования производств микробиологического синтеза, разрушенные микробной коррозией, которая протекает в контактных зонах металлоповерхностей с техногенной средой, содержащей литотрофные бактерии (тионовые и сульфатредуцирующие), после четырех месяцев эксплуатации [8].

Как правило, в коррозионных процессах участвуют микроорганизмы, относящиеся к широкому кругу родов и видов. Это могут быть бактерии, образующие кислоты, а также грибы и водоросли. Во всех сферах производства окружающая среда – неисчерпаемый источник различных микроорганизмов и одновременно обильная питательная среда для их жизнедеятельности. Такие благоприятные условия способствуют протеканию на пятнах контакта (твердое тело – биосреда) микробной коррозии в скрытых или явно выраженных формах. При этом в результате жизнедеятельности микроор-

ганизмов при метаболизме сильно растормаживаются наиболее затрудненные этапы коррозионного процесса [7].

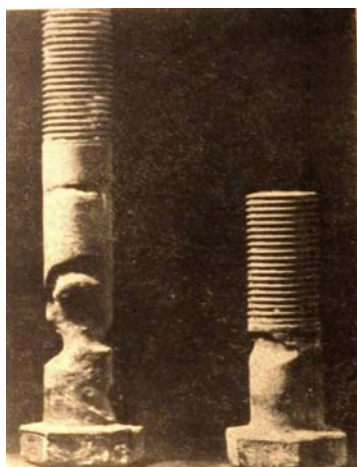


Рис. 1. Детали элементов, разрушенных микробной коррозией при контакте их с техногенной средой, содержащей тионовые и сульфатредуцирующие бактерии

Fig. 1. Details of elements destroyed by microbial corrosion when they come into contact with a technogenic environment containing thionic and sulfate-reducing bacteria

Коррозия материалов, как явление в природе, носит многогранный характер, где ее зарождение и развитие часто следует отнести к микроорганизмам – как аэробам, так и анаэробам. Аэробная коррозия протекает при достаточном количестве свободного или растворенного в воде кислорода. Анаэробная коррозия наблюдается в труднодоступных зонах без кислорода в условиях, которые создаются в почвах и на сильно загрязненных органическими веществами поверхностях, при переработке растительных и животных отходов сельскохозяйственного производства и проч. Известно, что среда, где происходит анаэробная коррозия железа и стали, содержит значительное количество сульфатредуцирующих бактерий [6–8]. Эти бактерии используют поляризованный водород с поверхности металла для своих диссимиляторных процессов, т. е. для сульфатредукции. Способность сульфатредуцирующих бактерий осуществлять катодную деполяризацию зависит от способности усваивать элементарный водород в процессе метаболизма, т. е. от гидрогеназной активности. Катодная реакция, связанная с использованием водорода бактериями, происходит на суль-

фиде железа, который образуется в результате взаимодействия ионов железа с ионами биогенного гидросульфида. Благодаря гидрогеназной активности бактерий водород уходит, и катодная функция сульфида железа восстанавливается.

Дефекты от коррозии грибами разнообразны: деформация материалов, усиление диффузии жидкостей через изоляционные материалы, ускорение коррозии металлов, снижение электроизоляционных свойств материалов, изменение свойств и порча топлива и др. Кроме прямой деградации изделий (неметаллические материалы), грибы способны образовывать мицелии на металлоповерхностях путем их обрастания с последующим повреждением и разрушением материалов. Повреждения и разрушения различных материалов грибами являются сложными процессами, происходящими в силу способности гиф грибов к непосредственному внедрению в материал вследствие высокого давления их верхушечных клеток, а также прямого и косвенного влияния образуемых грибами продуктов. Группа грибов, повреждающих металлы и неметаллические изделия, наименее изучена. Причина этого – господствующее до недавнего времени представление о том, что биоповреждение металлов вызывается главным образом автотрофными и гетеротрофными бактериями [3–5]. Грибы воздействуют на материалы нередко в экстремальных условиях посредством различных механизмов. В процессе роста на разных материалах у грибов активизируется система окислительных оксидаз, выделяются продукты окисления – органические кислоты, которые создают условия для химической или электрохимической коррозии.

Микробная коррозия металлов (бактериальная и грибная) является частью актуальной проблемы существования металлов в природе, от которой зависит долговечность металлов и других материалов, в значительной степени обуславливаемая микробиологическими аспектами [9–11]. Микробиологические проблемы существования металлов в биосфере следует рассматривать с двух позиций:

– токсическое влияние металлов на жизнедеятельность микроорганизмов;

– трансформация металлов под воздействием микроорганизмов и продуктов их метаболизма.

Многочисленность и разнообразие основных видов микробной коррозии металлов и защитных материалов свидетельствуют о необычайно широком распространении этого явления в различных сферах деятельности человека. На рис. 2 представлены фотографии потерявших работоспособность деталей (защитные втулки насосов для перекачивания техногенной биосреды), рабочие поверхности которых подверглись микробной коррозии в условиях коррозионно-механического изнашивания в течение шести месяцев при контакте с техногенной биологически активной средой [12].

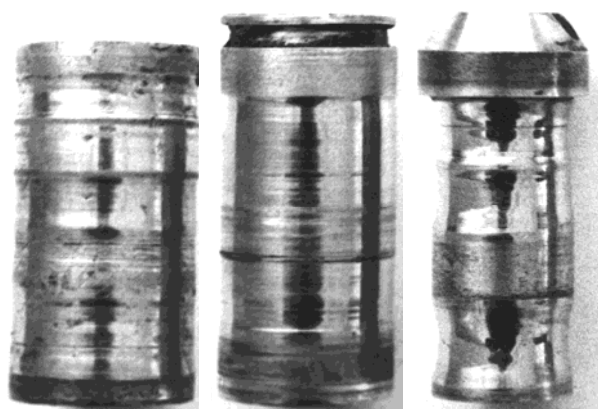


Рис. 2. Фотографии деталей, подвергшихся коррозионно-механическому изнашиванию при воздействии биологического фактора

Fig. 2. Photographs of parts subject to mechanical corrosion wear when exposed to a biological factor

Эффекты коррозионного разрушения при участии различных родов и видов микроорганизмов схожи с другими видами коррозии. Например, существует схожесть с локальной сосредоточенной коррозией: в результате биоповреждений образуются блестящие или шероховатые плоские незначительные углубления под загрязнениями или тонкие окисные пленки, а также раковины различных размеров под слоем продуктов коррозионного разрушения [7].

Микробная коррозия протекает, как правило, двумя путями:

– непосредственного воздействия продуктов деструкции и метаболизма микроорганизмов (CO_2 , H_2S , NH_3 , H^+ , органические и неорганические

кислоты) на металлические и неметаллические изделия;

– образования органических продуктов, действующих как деполяризаторы или катализаторы коррозионных реакций, при которых коррозионные процессы являются отдельной частью метаболического цикла бактерий.

В большинстве случаев микроорганизмы способствуют созданию агрессивных сред, в которых ускоряются коррозионные реакции. Изучение закономерностей превращения металлов под влиянием жизнедеятельности микроорганизмов имеет не только научное, но и практическое значение, так как позволяет понимать сущность коррозионных процессов, резко увеличивающих в металлах скорость роста усталостных трещин, снижающих водородостойкость и циклическую стойкость к трещинообразованию, а знание этого дает возможность находить методы борьбы с коррозией [5, 6, 13].

Процессы биологических повреждений материалов в конкретных условиях вызываются различными родами и видами микроорганизмов или их смешанными колониями. В естественных условиях обитания микроорганизмы живут и проявляют свою активность, как правило, в ассоциациях, размер и состав которых может изменяться при воздействиях на биосферу новых материалов и веществ [3–5]. Поэтому с точки зрения технологических проблем важно создавать новые материалы, которые в составе изделий служили бы требуемый период эксплуатации без текущего и последующего повреждающего действия биофакторов, приводящих к повреждениям и отказам. В настоящее время известно и доказано, что в условиях протекания коррозионно-механического изнашивания разрушающее действие на металлы оказывает присутствие в среде водорода. Исследования структуры поверхностного слоя металла деталей узла трения скребкового транспортера для уборки навоза сельскохозяйственных животных [12, 14] до и после их функционирования показали (рис. 3), что структура поверхности заводской детали (рис. 3а) является цельной и однородной без внутренних дефектов, а в структуре поверхностного слоя металла аналогичной детали, выработавшей свой ресурс (рис. 3б), наблюдаются существенные следы биокорро-

зионного разрушения поверхностного слоя. Они представляют собой суб- и микротрещины, раковины и каверны, в которых легко накапливаются выделяющиеся при коррозии химически активные радикалы, метаболиты и газы, в том числе и адсорбционный водород. Накапливаясь в междокристаллитном пространстве, адсорбционный водород осуществляет наводороживание поверхностного слоя металла и создает высокие удельные давления в местах его концентрации по всему объему материала.

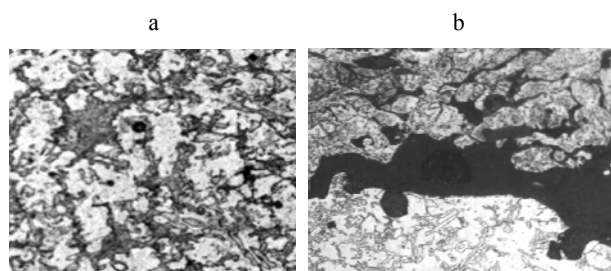


Рис. 3. Структура металлоповерхности детали узла трения транспортера по уборке навоза животных, $\times 100$: а – поверхность детали заводского изготовления (до биоразрушения); б – поверхность детали, выработавшей ресурс (после биокоррозии)

Fig. 3. Metal surface structure of friction unit part in conveyor for cleaning animal manure, $\times 100$: а – surface of plant-made part (before bio-degradation); б – surface of worn-out part (after bio-corrosion)

Известно, что увеличение содержания водорода в углеродистой стали вызывает уменьшение сил межатомного взаимодействия и тем самым понижает его прочность на отрыв σ_b [5]. Прижизненная активность микроорганизмов приводит к нежелательным изменениям свойств материалов, происходящим под действием микробиологической коррозии. Результатом микробной коррозии металлов является биоповреждаемость рабочих поверхностей деталей, ведущая к снижению эксплуатационной надежности деталей машин и технологического оборудования.

Механизм биоповреждений металлов имеет отличительные особенности, связанные с попаданием микроорганизмов на поверхность деталей оборудования, адсорбцией их и загрязнением поверхностей, с образованием микроколоний микроорганизмов, накоплением продуктов их метаболизма, дальнейшим стимулированием электрохимической коррозии металлов, эффектами синергизма и т. п. Физические

и физико-химические явления, протекающие в живых организмах, а также регуляция процессов трансформации энергии в биологических структурах убедительно показывают [14–17], что все живые микроорганизмы в тканях и клетках несут биоэлектрические потенциалы (согласно теории физиолога и основоположника экспериментальной электрофизиологии Л. Гальвани – «животное электричество»), чем создают в зонах контакта с твердым телом электромагнитные поля. При контакте металлов с окружающей средой (техногенная жидкость, смазка, влага и т. д.) в зоне между контактирующими средами (металл – электролит) возникает разность потенциалов, что инициирует развитие биохимических процессов и физико-химических явлений, активизирующих в контактных зонах процессы коррозионного разрушения твердых тел. Последовательность протекания процесса коррозионного повреждения и разрушения материалов может быть представлена следующими этапами.

Первый этап – попадание микроорганизмов на поверхности деталей. Возможен перенос микроорганизмов посредством перемещения воздушных потоков, несущих бактерии, актиномицетов, мицелий и спор грибов. Нельзя исключать из рассмотрения перенос микроорганизмов и загрязнений на поверхности эксплуатируемых металлоконструкций насекомыми. Велика вероятность переноса микроорганизмов технологического характера с загрязненных поверхностей деталей при сборке изделий в условиях производства или при их ремонте, возможны также переносы микробов и другой природы.

На втором этапе коррозионного повреждения происходит адсорбция микроорганизмов и загрязнений на поверхности деталей машин и оборудования. Процесс адсорбции является сложным и зависит от строения и свойств конкретных микроорганизмов, характера поверхности, степени ее шероховатости, состояния среды (наличия питательных сред, климатических условий, водородного показателя pH), характера контакта между микроорганизмами, характера загрязнения материалов. Известно, что многие микроорганизмы имеют строение, позволяющее им достаточно прочно прикрепляться к различным поверхностям [16, 17].

Третий этап коррозионного повреждения – образование микроколоний бактерий или грибов, их рост, сопровождаемый появлением коррозионно-активных метаболитических продуктов и локальным накоплением электролитов с избыточным содержанием гидроксония H_3O^+ . Состав процесса биоценоза и эффект повреждения материалов определяют объем и наличие субстрата для заселения микроорганизмами.

Четвертый этап – накопление продуктов жизнедеятельности микроорганизмов (метаболитов), образующихся на контактных поверхностях, которое представляет значительную опасность, особенно в сопряженных деталях, так как эти накопления способствуют возникновению схватывания поверхностей, интенсивному изнашиванию, что, в свою очередь, снижает работоспособность деталей.

Пятый – стимулирование процессов коррозионного разрушения, т. е. явление, сопутствующее биоповреждениям. Участие в процессе коррозии микроорганизмов снимает известные ограничения по условиям ее протекания (температуре и влажности). Бактерии стимулируют процессы биокоррозии в широких интервалах температур. Например, стимулирование старения различных полимерных материалов происходит, как правило, в направлении усиления химической деструкции продуктами жизнедеятельности и непосредственным потреблением микроорганизмами продуктов разрушения полимерных цепей. Некоторые микроорганизмы воздействуют на материалы окислительными ферментами. К таким ферментам относят оксидоредуктазы (дегидрогеназы, флавиновые ферменты, оксидазы), гидролазы (эстеразы, сульфогэстеразы) и др.

Шестой этап (синергизм биоповреждений) происходит как суммарный результат воздействия целого ряда факторов и взаимного стимулирования процессов разрушения: коррозии, старения, изнашивания и прочего, а также развития биоценоза. Характер и интенсивность биоповреждений имеют прямую зависимость от адаптации и видового отбора колоний микроорганизмов. Высокая приспособляемость микроорганизмов к условиям среды обитания существенно затрудняет получение биостойких материалов на длительный период време-

ни, что затрудняет разработку и унификацию защитных средств от биоповреждений. Борьба с биокоррозией на этом этапе носит запоздалый характер, где совместно протекают биокоррозионные процессы и стремительно интенсифицируются процессы химической коррозии. Причем различные этапы коррозионного поражения и разрушения могут протекать одновременно, а если детали машин и оборудования подвержены высоким удельным давлениям, то процессы коррозионного разрушения развиваются непредсказуемо.

ВЫВОДЫ

1. В современной науке явление коррозии рассматривается в основном как самопроизвольное разрушение твердых тел, вызванное химическими и электрохимическими процессами, развивающимися как на поверхности тела, так и внутри его при взаимодействии с внешней средой. Однако это не позволяет полностью изучить и раскрыть все многообразие и сущность явления и процессов коррозии, приводящих к разрушению структуры конструкционных материалов при контакте с окружающим пространством и снижению надежности деталей машин и механизмов. Поэтому сущность коррозионного разрушения объектов следует изучать в аспекте взаимосвязанных природных явлений и процессов, которые постоянно протекают при контакте исследуемого объекта с техногенными средами и окружающей средой, содержащими множество микроорганизмов различных родов и видов.

2. Накопление и метаболизм микроорганизмов в поверхностных дефектах твердых тел при создании в них благоприятных физических, химических и биологических условий создают участки биоценоза, в которых возникают взаимодействия продуктов метаболизма клеток организмов с контактной поверхностью тела и техногенной средой. Такое взаимодействие в контактной зоне порождает протекание на поверхности тел как биохимических реакций в микробных клетках, так и биоэнергетических механизмов преобразования энергии в процессах жизнедеятельности самих организмов, которые инициируют химические, электрохими-

ческие и биокоррозионные процессы разрушения материалов.

3. Кинетика коррозионного повреждения и разрушения материалов представляется в следующем виде: микроорганизмы из окружающего пространства или контактирующих (техногенных) сред накапливаются в микродефектах поверхностного слоя материала, чем создают локальные точки и зоны микробиологической, химической и физико-механической активности, в которых протекают процессы микробного образования колоний, клеточный метаболизм, биохимическая трансформация и деструкция клеток организмов, выделение химически активных радикалов и элементов. Окружающее пространство заполняется продуктами метаболизма клеток (активными химическими радикалами и биогенными элементами), которые адсорбируются материалом и, проникая в контактное твердое тело, разрыхляют его структуру путем разупрочнения межатомных и междолинных связей. С разрыхлением поверхности интенсифицируются коррозионные процессы разрушения материалов: создаются новые очаги коррозионного поражения, активизируются физические, химические и электрохимические процессы, происходит структурная деструкция материала и его разрушение.

4. На основании известных научных работ и анализа выполненных научных исследований можно считать, что коррозия материалов – это система взаимосвязанных микробиологических и физико-химических процессов разрушения материалов, возникающая при взаимодействии их с микрофлорой техногенных сред и окружающего пространства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Corrosion of Metals and Alloys. Basic Terms and Definitions: ISO 8044:2015.
2. Коррозия металлов. Термины: ГОСТ 5272–68. Введ. 01.01.1969. Москва: Издательство стандартов, 1999. 48 с.
3. Наводороживание и разрушение структуры стальных деталей машин и механизмов в водородосодержащих средах / Н. В. Спиридонов [и др.] // Наука и техника. 2014. № 2. С. 72–77.
4. Гаркунов, Д. Н. Виды трения, изнашивания и эксплуатационные повреждения деталей машин / Д.Н. Гаркунов, П. И. Корник, Э. Л. Мельников // Ремонт, восстановление, модернизация. 2007. № 7. С. 43–49.
5. Механика разрушений и прочность материалов: справочное пособие в 4-х т. / О. Н. Романив [и др.]; под ред. В. В. Панасюка. Киев: Наукова думка, 1990. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов. 680 с.
6. Ивашко, В. С. Надежность технических систем / В. С. Ивашко, В. В. Кураш, А. В. Кудина. Минск: Изд-во БГАТУ, 2008. 147с.
7. Ивашко, В. С. Теоретические аспекты кинетики изнашивания поверхностей деталей машин и механизмов / В. С. Ивашко, В. В. Кураш, А. В. Кудина // Вестник Белорусского национального технического университета. 2005. № 5. С. 59–63.
8. Ивашко, В. С. Разрушение микроорганизмами материалов деталей машин и механизмов по производству и переработке сельхозпродукции / В. С. Ивашко, В. В. Кураш, А. В. Кудина // Агропанорама. 2007. № 2. С. 36–40.
9. Кудина, А. В. Биокоррозия как существенный фактор, влияющий на качество деталей машин и оборудования по производству и переработке сельскохозяйственной продукции / А. В. Кудина, Л. Е. Процко, И. О. Соколов // Переработка и управление качеством сельскохозяйственной продукции: сб-к статей III Междунар. науч.-практ. конф., 23–24 марта 2017г. Минск: Изд-во БГАТУ, 2017. С. 250–253.
10. Гусев, М. В. Микробиология / М. В. Гусев, Л. А. Мишеева. М.: Изд. центр «Академия», 2003. 464с.
11. Микробиология: учебник для агротехнологов / О. Д. Сидоренко [и др.]. М.: ИНФРА-М, 2005. 287с.
12. Кураш, В. В. Механизм биоповреждений и наводороживания деталей машин и оборудования сельскохозяйственного производства / В. В. Кураш, А. В. Кудина, А. В. Лизун // Агропанорама. 2011. № 4. С. 6–10.
13. Технологическое обеспечение качества и надежности деталей узлов трения машин и механизмов / А. В. Кудина [и др.] // Машиностроение: Республиканский межведом. сборник науч. тр. Минск, 2017. Вып. 30. С. 138–142.
14. Кудина, А. В. Снижение качества деталей машин и технологического оборудования в животноводстве при наводороживании металла техногенной биосредой / А. В. Кудина, В. С. Ивашко // Агропанорама. 2017. № 2. С. 8–11.
15. Спиридонов, Н. В. Влияние лазерной обработки на структурно-фазовый состав напыленных Ni–Cr–B–Si-покрытий / Н. В. Спиридонов, И. О. Соколов, А. В. Кудина // Вестник Белорусского национального технического университета. 2007. № 3. С. 22–25.
16. Розниченко, Г. Ю. Физико-химические механизмы и регуляция процессов трансформации энергии в биологических структурах / Г. Ю. Розниченко, А. Б. Рубин; под ред. Г. Ю. Розниченко. Ижевск: Изд-во ИКИ, 2017. 526 с.
17. Рубин, А. Б. Биофизика клеточных процессов. Биофизика мембранных процессов: в 3-х т. / А. Б. Рубин. Ижевск: Изд-во ИКИ, 2013. Т. 2. 384 с.

Поступила 19.03.2020

Подписана в печать 09.06.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. *Corrosion of Metals and Alloys. Basic Terms and Definitions*: ISO 8044:2015.
2. All-Union State Standard 5272–68. *Corrosion of Metals. Terms*. Moscow, Izdatel'stvo Standartov Publ., 1999. 48 (in Russian).
3. Spiridonov N. V., Ivashko V. S., Kudina A. V., Kurash V. V. (2014) Hydrogen Absorption and Structure Destruction of Machinery and Mechanism Steel Parts in Hydrogen-containing Medium. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, (2), 72–77 (in Russian).
4. Garkunov D. N., Kornick P. I., Melnikov E. L. (2007) Types of Friction, Wear and Operational Damage to Machine Parts. *Remont, Vosstanovlenie, Modernizatsiya = Repair, Reconditioning, Modernization*, (7), 43–49 (in Russian).
5. Romaniv O. N., Yarema S. Ya., Nikiforchin G. N. [et al.] (1990) *Fracture Mechanics and Strength of Materials. Vol. 4: Fatigue and Cyclic Crack Resistance of Structural Materials*. Kiev, Navukova Dumka Publ. 680 (in Russian).
6. Ivashko V. S., Kurash V. V., Kudina A. V. (2008) Reliability of Technical Systems. Minsk, Belarusian State Agrarian Technical University. 147 (in Russian).
7. Ivashko V. S., Kurash V. V., Kudina A. V. (2005) Theoretical Kinetics Aspects of Machine Part and Mechanism Surface Wear. *Vestnik Belorusskogo Natsionalnogo Tekhnicheskogo Universiteta* [Proceedings of Belarusian National Technical University], (5), 59–63 (in Russian).
8. Ivashko V. S., Kurash V. V., Kudina A. V. (2007) Micro-organism Destruction of Materials of Machine Parts and Mechanisms for Production and Processing of Agricultural Products. *Agropanorama*, (2), 36–40 (in Russian).
9. Kudina A. V., Protsko L. E., Sokorov I. O. (2017) Bio-corrosion as a Significant Factor Affecting the Quality of Parts of Machinery and Equipment for the Production and Processing of Agricultural Products. *Pererabotka i Upravlenie Kachestvom Sel'skokhozyaistvennoi Produktsii: Sb. Statei III Mezhdunar. Nauch.-Prakt. Konf., 23–24 Marta 2017g.* [Processing and Quality Management of Agricultural Products. Collected Papers of the III International Scientific and Practical Conference, March 23–24, 2017]. Minsk, Belarusian State Agrarian Technical University, 250–253 (in Russian).
10. Gusev M. V., Mineeva L. A. (2003) *Micro-Biology*. Moscow, Akademiya Publ. 464 (in Russian).
11. Sidorenko O. D., Borisenko E. G., Van'kova A. A., Voino L. I. (2005) *Micro-Biology*. Moscow, INFRA-M Publ. 287 (in Russian).
12. Kurash V. V., Kudina A. V., Lizun A. V. (2011) Mechanism of Bio Damage and Hydrogenation of Parts of Machinery and Equipment for Agricultural Production. *Agropanorama*, (4), 6–10 (in Russian).
13. Kudina A. V., Kapitsa M. S., Sokorov I. O., Spiridonov N. V. (2017) Technological Assurance of quality and Reliability in Parts of Machine and Mechanism Frictionunits. *Mashinostroenie: Respublikanskii Mezhvedomstvennyi Sbornik Nauchnykh Trudov* [Mechanical Engineering. Republican Interdepartmental Collection of Scientific Papers]. Minsk, Is. 30, 138–142 (in Russian).
14. Kudina A. V., Ivashko V. S. (2017) Decrease in the Quality of Machine Parts and Technological Equipment in Animal Husbandry During Hydrogenation of Metal with a Technogenic Biological Environment. *Agropanorama*, (2), 8–11 (in Russian).
15. Spiridonov N. V., Sokorov I. O., Kudina A. V. (2007) Influence of Laser Treatment on the Structural-Phase Composition of Deposited Ni–Cr–B–Si-Coatings. *Vestnik Belorusskogo Natsionalnogo Tekhnicheskogo Universiteta* [Proceedings of Belarusian National Technical University], (3), 22–25 (in Russian).
16. Roznichenko G. Yu., Rubin A. B. (2017) *Physico Chemical Mechanisms and Regulation of Energy Transformation Processes in Biological Structures*. Izhevsk, Publishing House of Institute for Computer Research. 526 (in Russian).
17. Rubin A. B. (2013) *Biophysics of Cellular Processes. Biophysics of Membrane Processes. Vol. 3*. Izhevsk, Publishing House of Institute for Computer Research. 384 (in Russian).

Received: 19.03.2020

Accepted: 09.06.2020

Published online: 30.11.2020

Технологические особенности процесса обработки конических линз

Канд. техн. наук, доц. М. И. Филонова¹⁾, асп. Р. О. Диас Гонсалес^{1,2)}, инж. А. А. Сухоцкий¹⁾,
докт. техн. наук, проф. А. С. Козерук¹⁾, А. В. Семчёнок¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь),

²⁾Университетский политехнический институт Сантьяго Мариньо (Мерида, Венесуэла)

© Белорусский национальный технический университет, 2020

Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. В статье представлена технология получения плоскоконических линз (аксиконов) методом свободного притирания заготовки к плоскому инструменту через слой абразивной суспензии. Для этого были проведены теоретико-экспериментальные исследования закономерностей съема припуска с основания конуса и его боковой поверхности. Выявлены режимы обработки, обеспечивающие как равномерное срабатывание плоской поверхности детали, так и усиленный съём припуска в краевой или центральной зоне этой поверхности. Во время исследований обработки конической поверхности установлены наладочные параметры технологического оборудования, при которых имеют место минимальное отклонение образующей конуса от прямолинейности и максимальная производительность процесса. Предложены этапы обработки конических линз, позволяющие назначить оптимальную последовательность операций при изготовлении такого типа деталей из заготовок цилиндрической формы в случаях, когда отношение высоты конуса к диаметру его основания $H/d \leq 0,5$. К главным этапам обработки относятся: шлифование оснований цилиндрических заготовок с выдерживанием их взаимной параллельности с заданной точностью; полирование одного из оснований цилиндра до достижения требуемых шероховатости и отклонения от неплоскостности; крепление цилиндрической заготовки к вспомогательной плоскопараллельной стеклянной пластинке с помощью сил молекулярного сцепления; механическое крепление цилиндрической заготовки цанговой переходной оправкой за плоскопараллельную стеклянную пластинку; нанесение на второе основание цилиндрической заготовки ближайшей сферы; нанесение конической поверхности на сферическую часть плоско-выпуклой линзы; шлифование и полирование конической поверхности до достижения требуемых шероховатости и прямолинейности образующей конуса. Выявлена степень эффективности наладочных параметров станка в зависимости от технологической наследственности заготовки с точки зрения распределения по обрабатываемой поверхности подлежащего удалению припуска.

Ключевые слова: коническая поверхность, свободное притирание, съём припуска, режим обработки, технологическое оборудование, наладочные параметры

Для цитирования: Технологические особенности процесса обработки конических линз / М. И. Филонова [и др.] // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 521–527. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-521-527>

Technological Features in Processing of Conical Lenses

M. I. Filonova¹⁾, R. O. Dias Gonzalez^{1,2)}, A. A. Sukhotzkiy¹⁾, A. S. Kozeruk¹⁾, A. V. Semchuonok¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus),

²⁾Instituto Universitario Politecnico Santiago Marino (Merida, Venezuela)

Abstract. The paper presents the technology of obtaining flat-conical lenses (axicons) by the method of free grinding a work-piece to a flat tool through a layer of abrasive suspension. For this, theoretical and experimental studies of the regularities of stock removal from the base of the cone and its lateral surface have been carried out. The processing modes have been identified that ensure both uniform operation of the flat surface of the part and enhanced removal of the allowance in the edge

Адрес для переписки

Козерук Альбин Степанович
Белорусский национальный технический университет
ул. Я. Коласа, 22,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 292-74-91
kipp@bntu.by

Address for correspondence

Kozeruk Albin S.
Belarusian National Technical University
22, Ya. Kolasa str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 292-74-91
kipp@bntu.by

or central zone of this surface. During the study of the processing of the conical surface, the set-up parameters of the technological equipment have been established, at which there is a minimum deviation of the generatrix of the cone from straightness and maximum productivity of the process. The stages of processing conical lenses are proposed, which allow to assign the optimal sequence of operations in the manufacture of this type of parts from blanks of a cylindrical shape in cases where the ratio of the height of the cone to the diameter of its base $H/d \leq 0.5$. The main stages of processing include: grinding of the bases of cylindrical blanks with maintaining their mutual parallelism with a given accuracy; polishing one of the cylinder bases to achieve the required roughness and deviation from non-flatness; fastening a cylindrical blank to an auxiliary plane-parallel glass plate using molecular cohesion forces; mechanical fastening of a cylindrical work-piece with a collet adapter mandrel for a plane-parallel glass plate; applying the nearest sphere to the second base of the cylindrical blank; drawing a conical surface on the spherical part of a plano-convex lens; grinding and polishing the conical surface to achieve the required roughness and straightness of the cone generatrix. The degree of efficiency of the setup parameters of the machine has been revealed depending on the technological heredity of the work-piece from the point of view of the distribution of the allowance to be removed over the machined surface.

Keywords: conical surface, free lapping, stock removal, processing mode, technological equipment, adjustment parameters

For citation: Filonova M. I., Dias Gonzalez R. O., Sukhotzkiy A. A., Kozheruk A. S., Semchuonok A. V. (2020) Technological Features in Processing of Conical Lenses. *Science and Technique*. 19 (6), 521–527. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-521-527> (in Russian)

Введение

Конические линзы находят широкое применение в различных лазерных инструментах, работа которых основана на использовании увеличенной фокусной глубины пучков Бесселя, генерируемых аксиконом. Это, например, лазерный инструмент для резки стекол значительной толщины. Лазерные пучки Бесселя, кроме того, используются для формирования микро- и наноканалов в прозрачных материалах, для сверления тонких непрозрачных материалов и в ряде других областей при решении научных и прикладных задач [1–5].

Современная технология изготовления конических линз выполняется по методу свободного притирания и основана на поштучном их шлифовании и полировании вручную. Обработка сводится к возвратно-поступательному перемещению инструмента вдоль образующей вращающейся конической заготовки [6]. При этом режимы обработки определяет рабочий-оптик исходя из своего опыта и интуиции [7]. Технология трудоемкая и требует высококвалифицированного исполнителя. Поэтому разработка технологии, позволяющей реализовать инженерные методы управления процессом автоматизированного формообразования деталей с конической поверхностью, отклонение образующей которой от прямолинейности не превышает $\pm 0,00012$ мм, – актуальная задача.

Этапы обработки конических линз

Характерной конструктивной особенностью оптических деталей с исполнительской поверхностью второго порядка является необходимость их центрирования [8]. Для обеспечения этих требований и определенная последовательность технологических операций получения конуса с заготовок цилиндрической формы.

Технологические операции, обеспечивающие получение конической линзы с относительной высотой $H/d \leq 0,5$, характеризуются следующими действиями:

1) шлифование оснований цилиндрических заготовок с выдерживанием их взаимной параллельности с точностью $\pm 0,002$ мм;

2) полирование одного из оснований цилиндра до достижения шероховатости $R_z \leq 0,05$ и отклонения от неплоскостности не более $\pm 0,00025$ мм;

3) крепление цилиндрической заготовки к вспомогательной плоскопараллельной стеклянной пластинке посредством оптического контакта (с помощью сил молекулярного сцепления);

4) механическое крепление цилиндрической заготовки цанговой переходной оправкой за плоскопараллельную стеклянную пластинку;

5) нанесение на второе основание цилиндрической заготовки ближайшей сферы радиусом

сум кривизны $R = \frac{h^2 + \frac{d^2}{4}}{2h}$, где h – стрелка прогиба сферической поверхности радиусом R ;

d – внутренний диаметр кольца сферометра, который используется для контроля радиуса R в процессе нанесения сферической поверхности на основание исходной цилиндрической заготовки;

6) нанесение конической поверхности на сферическую часть плоско-выпуклой линзы;

7) шлифование и полирование конической поверхности до достижения шероховатости $R_z \leq 0,05$ и отклонения от непрямолинейности образующей конуса не более $\pm 0,00025$ мм.

Исследования закономерностей обработки

Характерной особенностью обработки оптических деталей в условиях свободного притирания является то, что требуемая их точность обеспечивается регулированием наладочных параметров технологического оборудования [7]. В случае обработки основания плоскоконических линз к таким параметрам относятся частоты вращения инструмента $\omega_{\text{и}}$ и входного звена исполнительного механизма станка ω_2 , а также амплитуда L возвратно-вращательного движения детали относительно инструмента и диаметр последнего $d_{\text{и}}$. При обработке конической поверхности линзы дополнительно вводятся отношение частот вращения детали (блока) и инструмента $\omega_{\text{д}}/\omega_{\text{и}}$, частота вращения конуса $\omega_{\text{к}}$ и величина эксцентриситета e между осями вращения планшайбы и инструмента.

Поскольку изменение отмеченных наладочных параметров влияет на закономерности съема припуска с обрабатываемой поверхности по-разному [8], то для выяснения этого влияния выполнены исследования характера распределения в диаметральной сечении блока (при обработке основания конуса) параметра Q , представляющего собой произведение рабочего давления на скорость скольжения детали относительно инструмента. Исследовали также зависимости качества и производительности шлифования и полирования конической поверхности от режимов обработки. Испытания проводились с использованием плоскоконической линзы высотой 25,0 мм и диаметром основания 12,5 мм.

На стадии определения рациональных режимов процесса абразивной обработки основания конуса использовали методику, изложенную в [9]. Результаты исследований закономерностей распределения параметра Q в зависимости от частоты вращения входного звена исполнительного механизма станка ω_2 приведены на рис. 1. Здесь кривая 2 характеризует процесс, при котором имеет место равномерный съем материала по всему блоку деталей. Такой режим назначают на заключительном этапе обработки – полировании, когда уже достигнута необходимая точность поверхности основания конуса и требуется только обеспечить заданную ее шероховатость, что имеет место при $\omega_2 = 3,5 \text{ с}^{-1}$. Если с учетом технологической наследственности поступивших с предыдущей операции заготовок необходимо усилить съем припуска в их краевой или центральной зонах, нужно назначать ω_2 соответственно 2,5 и $4,2 \text{ с}^{-1}$ при следующих значениях остальных наладочных параметров станка: частота вращения инструмента $\omega_{\text{и}} = 9,0 \text{ с}^{-1}$, амплитуда колебательного движения блока деталей относительно инструмента $L = 0,12 \text{ м}$, диаметр инструмента $d_{\text{и}} = 0,2 \text{ м}$. Диаметр блока составлял 0,15 м. Аналогичные исследования проведены для изменяющихся ω_2 , L и $d_{\text{и}}$.

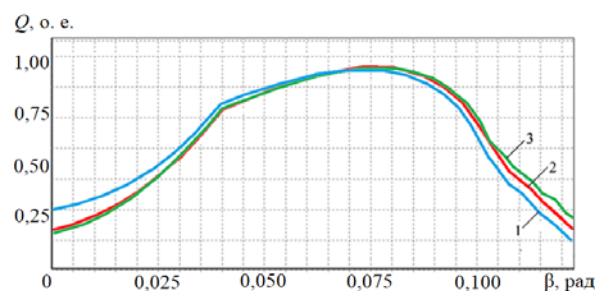


Рис. 1. Характер изменения параметра Q в зависимости от режимов обработки основания конуса для $\omega_2, \text{ с}^{-1}$: 2,5 (кривая 1); 3,5 (кривая 2); 4,3 (кривая 3)

Fig. 1. Nature of change in Q parameter depending on processing conditions of cone base for $\omega_2, \text{ s}^{-1}$: 2.5 (curve 1); 3.5 (curve 2); 4.3 (curve 3)

Используя методику, изложенную в [10], в процессе теоретических исследований рассчитывали показатели чувствительности к изменениям регулируемых параметров процесса обработки σ и эффективности этих параметров с точки зрения производительности формооб-

разования k . Анализ полученных результатов показал, что при исправлении как общего «бугра», так и общей «ямы» наибольшее влияние на чувствительность Q к режимам обработки оказывает частота вращения инструмента. Остальные из рассматриваемых наладочных параметров станка по степени их влияния на чувствительность Q расположены в следующей последовательности: d_n, L, ω_2 .

Что касается эффективности режимов обработки, то наладочные параметры станка располагаются в такой последовательности: $\omega_n, d_n, L, \omega_2$ – в случае необходимости усиления съема припуска в краевой зоне блока и $\omega_n, \omega_2, d_n, L$ – для исправления макропогрешности в виде приподнятого края. Однако, поскольку при увеличении частоты вращения инструмента, т. е. шпинделя станка, усиливаются вибрации в системе «станок – приспособление – инструмент – деталь (СПИД) и, следовательно, возрастают динамические составляющие погрешности детали, такой прием обработки можно назначать на стадиях грубого и среднего шлифования. На операциях мелкого (окончательного) шлифования и полирования необходимо работать на низких частотах вращения подвижных звеньев технологического оборудования. При этом управлять процессом формообразования следует посредством изменения величины амплитуды возвратно-вращательного перемещения блока по рабочей поверхности инструмента. Что же касается диаметра инструмента как одного из наладочных параметров, эффективно влияющих на процесс формообразования в условиях свободного притирания, то его использование на практике вызывает затруднения, обусловленные значительной трудоемкостью исходной наладки рабочей поверхности инструмента на требуемую точность.

Теоретические исследования обработки конической поверхности сводились к оптимизации наладочных параметров технологического оборудования с точки зрения достижения максимальных значений качества поверхности и производительности процесса (в рассматриваемом случае – минимальных значений относительных расхождений путей трения $\Delta l_{отн}$ и максимальных среднеарифметических их значений l_{cp} соответственно). Оптимизацию выполняли по методике, приведенной в [10].

Результаты расчетов показаны на рис. 2. Из их анализа следует, что при оптимальном отношении частот $\omega_{пл}/\omega_n$ и средних $\omega_n, \omega_2, e, L, \omega_k$ величина l_{cp} достигает 2,2 м при удовлетворительном параметре качества $\Delta l_{отн} = 16 \%$. Такой режим обработки целесообразно назначать на операциях предварительного и основного шлифования. Для окончательного шлифования можно рекомендовать режим обработки на оптимальных $\omega_{пл}/\omega_n, \omega_n$ и средних ω_2, e, L, ω_k . При этом $l_{cp} = 1,3$ м, а $\Delta l_{отн} = 6,7 \%$. Заключительную стадию обработки – полирование – следует выполнять при оптимальных $\omega_{пл}/\omega_n, \omega_n, \omega_2, L$ и средней частоте вращения конуса ω_k . В этом случае $l_{cp} = 0,8$ м, а $\Delta l_{отн} = 4,1 \%$, т. е. обеспечивается максимальное качество из возможного.

Из анализа рис. 2 также видно, что параметр e практически не влияет ни на точность обработки, ни на производительность процесса (рис. 2а, б, горизонтальное расположение кривых 4). Это значит, что обсуждаемый наладочный параметр можно не задействовать, т. е. обработку проводить без смещения планшайбы относительно инструмента вдоль оси симметрии выходного звена исполнительного механизма технологического оборудования.

Для проверки результатов расчета, представленных на рис. 1, 2, выполнены экспериментальные исследования, которые сводились к шлифованию стеклянной, имитировавшей блок заготовок при обработке основания конуса, и конической поверхностей детали.

При обработке пластины определяли величину изменения стрелки прогиба h , исходное значение которой в каждой серии экспериментов составляло 0,01 мм на диаметре 100 мм. Результаты этих экспериментов в случаях увеличивающихся и уменьшающихся принятых режимов обработки приведены на рис. 3а, б соответственно. Анализ рис. 3а показывает, что с увеличением ω_2 происходит усиленный съем припуска в центральной зоне детали (рис. 3а, кривая 3), а в случаях L и ω_n , наоборот более интенсивно срабатывается ее периферия (рис. 3а, кривые 1, 2). Если же уменьшать рассматриваемые наладочные параметры, то, как следует из рис. 3б, наблюдается обратная закономерность: при регулировании частоты ω_2 интенсивнее срабатывается край детали (рис. 3б, кривая 3), а при изменениях L и ω_n – ее середина (рис. 3б, кривые 1, 2).

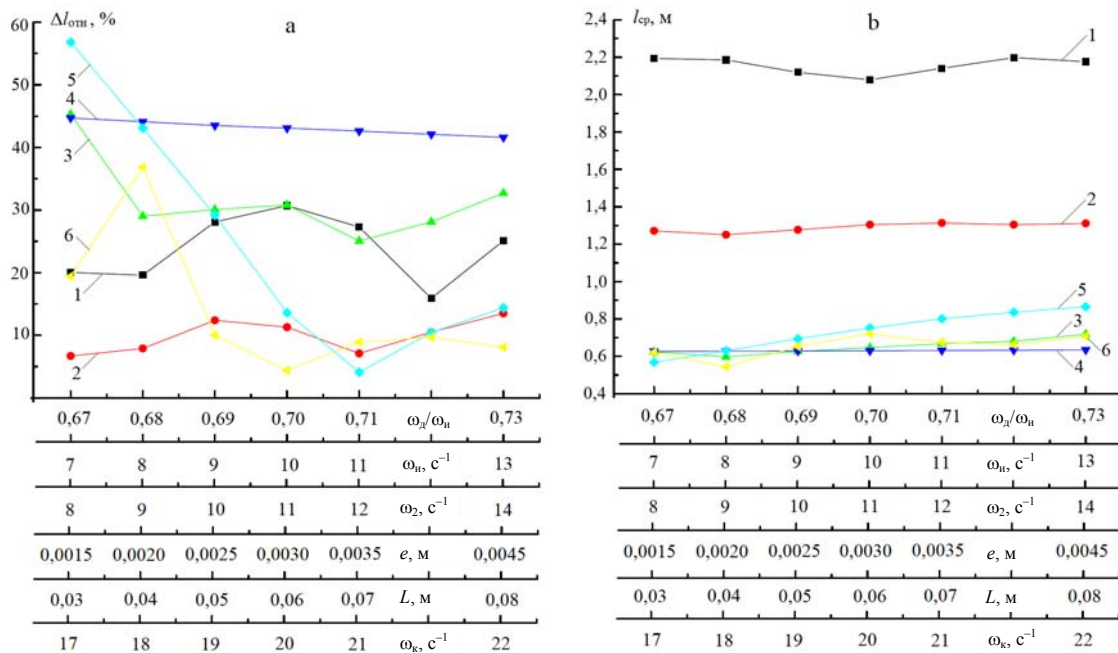


Рис. 2. Закономерность изменения относительного расхождения $\Delta l_{отн}$ (а) и среднего арифметического значения $l_{ср}$ (б) путей трения при обработке боковой поверхности конической линзы в зависимости от величины: $\omega_{пл}/\omega_{н}$ при $\omega_{н} = 5,0 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 4,0 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,01 \text{ м}$, $L = 0,04 \text{ м}$, $\omega_к = 3,0 \text{ с}^{-1}$ (кривая 1); $\omega_{н}$ при $\omega_{пл}/\omega_{н} = 0,72$ и прежних ω_2 , e , L , $\omega_к$ (кривая 2); ω_2 при $\omega_{пл}/\omega_{н} = 0,72$, $\omega_{н} = 0,7 \text{ с}^{-1}$ и прежних e , L , $\omega_к$ (кривая 3); e при $\omega_{пл}/\omega_{н} = 0,72$, $\omega_{н} = 0,7 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 1,2 \text{ с}^{-1}$ и прежних L , $\omega_к$ (кривая 4); L при $\omega_{пл}/\omega_{н} = 0,72$, $\omega_{н} = 0,7 \text{ с}^{-1}$; $\omega_2 = 1,2 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,002 \text{ м}$ и прежней $\omega_к$ (кривая 5); $\omega_к$ при $\omega_{пл}/\omega_{н} = 0,72$, $\omega_{н} = 0,7 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 1,2 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,002 \text{ м}$, $L = 0,07 \text{ м}$ (кривая 6)

Fig. 2. Regularity of change in relative discrepancy Δl_{rel} (a) and arithmetic mean value l_{av} (b) friction paths when processing side surface of conical lens, depending on the value of: ω_{pl}/ω_{ins} at $\omega_{ins} = 5.0 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 4.0 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.01 \text{ m}$, $L = 0.04 \text{ m}$, $\omega_k = 3.0 \text{ s}^{-1}$ (curve 1); ω_{ins} at $\omega_{pl}/\omega_{ins} = 0.72$ and the former ω_2 , e , L , ω_k (curve 2); ω_2 at $\omega_{pl}/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 0.7 \text{ s}^{-1}$ and the former e , L , ω_k (curve 3); e at $\omega_{pl}/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 0.7 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 1.2 \text{ s}^{-1}$ and the former L , ω_k (curve 4); L at $\omega_{pl}/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 0.7 \text{ s}^{-1}$; $\omega_2 = 1.2 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.002 \text{ m}$ and the former ω_k (curve 5); ω_k at $\omega_{pl}/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 0.7 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 1.2 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.002 \text{ m}$, $L = 0.07 \text{ m}$ (curve 6)

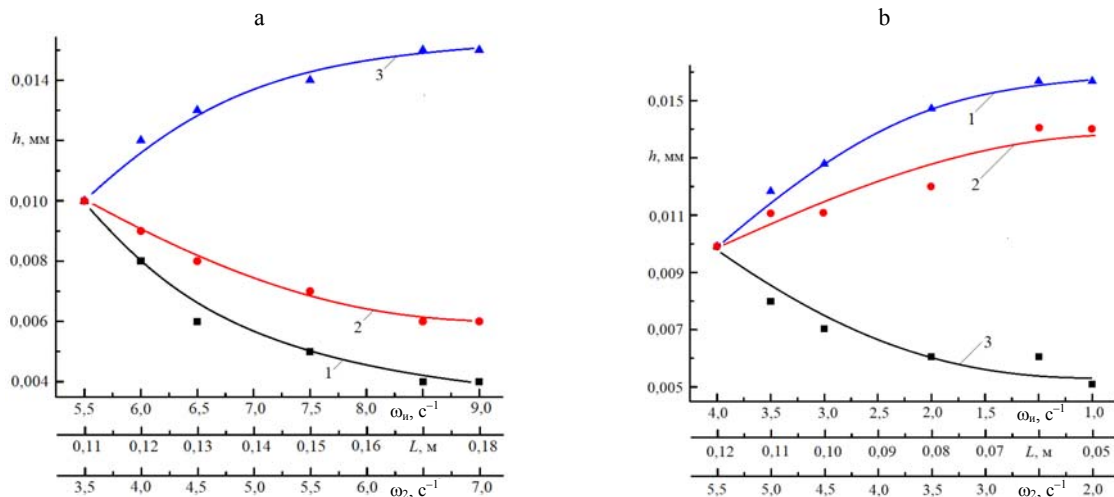


Рис. 3. Зависимость стрелки прогиба плоской поверхности конической линзы от значений увеличивающихся (а) и уменьшающихся (б) параметров: $\omega_{н}$ при $\omega_2 = 3,5 \text{ с}^{-1}$, $L = 0,128 \text{ м}$, $d_{н} = 0,2 \text{ м}$ (кривая 1); L при $\omega_{н} = 5,5 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 3,5 \text{ с}^{-1}$, $d_{н} = 0,2 \text{ м}$ (кривая 2); ω_2 при $\omega_{н} = 5,5 \text{ с}^{-1}$, $L = 0,128 \text{ м}$, $d_{н} = 0,2 \text{ м}$ (кривая 3)

Fig. 3. Dependence of flat surface deflection arrow for a conical lens on values of increasing (a) and decreasing (b) parameters: ω_{ins} at $\omega_2 = 3.5 \text{ s}^{-1}$, $L = 0.128 \text{ m}$, $d_{ins} = 0.2 \text{ m}$ (curve 1); L at $\omega_{ins} = 5.5 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 3.5 \text{ s}^{-1}$, $d_{ins} = 0.2 \text{ m}$ (curve 2); ω_2 at $\omega_{ins} = 5.5 \text{ s}^{-1}$, $L = 0.128 \text{ m}$, $d_{ins} = 0.2 \text{ m}$ (curve 3)

При обработке конической поверхности детали определяли закономерности изменения исходной стрелки прогиба h ее образующей в зависимости от времени шлифования t . Результаты экспериментов приведены на рис. 4, 5, причем рис. 4 отображает качество формообразования, а рис. 5 – производительность.

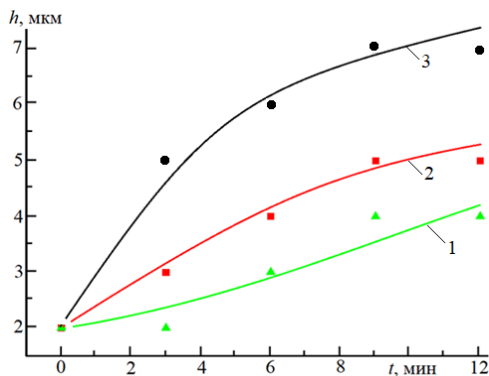


Рис. 4. Закономерность изменения исходной стрелки прогиба $h = 0,002$ мм образующей конической поверхности линзы в зависимости от t при: $\omega_d/\omega_n = 0,72$, $\omega_n = 5,0 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 4,0 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,004$ мм, $L = 0,04$ м, $\omega_k = 3,0 \text{ с}^{-1}$ (кривая 1); $L = 0,07$ м, $\omega_k = 2,0 \text{ с}^{-1}$, $\omega_d/\omega_n = 0,8$, $\omega_n = 5,0 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 4,0 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,004$ мм (кривая 2); $\omega_d/\omega_n = 0,72$, $\omega_n = 1,1 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 1,2 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,004$ мм, $L = 0,07$ м, $\omega_k = 3,0 \text{ с}^{-1}$ (кривая 3)

Fig. 4. Regularity of change in the initial deflection arrow $h = 0.002$ mm of generatrix of lens conical surface depending t at: $\omega_d/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 5.0 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 4.0 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.004$ mm, $L = 0.04$ m, $\omega_k = 3.0 \text{ s}^{-1}$ (curve 1); $L = 0.07$ m, $\omega_k = 2.0 \text{ s}^{-1}$, $\omega_d/\omega_{ins} = 0.8$, $\omega_{ins} = 5.0 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 4.0 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.004$ mm (curve 2); $\omega_d/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 1.1 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 1.2 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.004$ mm, $L = 0.07$ m, $\omega_k = 3.0 \text{ s}^{-1}$ (curve 3)

На стадии исследования качества обработки в каждой серии экспериментов использовали исходную коническую заготовку с отклонением образующей ее поверхности от прямолинейности $h = 0,002$ мм, а в случае изучения производительности исходное отклонение h составляло 0,015 мм.

Из анализа рис. 4 следует, что если использовать средние значения наладочных параметров ω_n , ω_2 , e , L , ω_k и оптимальное отношение $\omega_{пл}/\omega_n$, то за 12 мин шлифования отклонение образующей конуса от прямолинейности с исходных 0,002 мм увеличится до 0,005 мм (рис. 4, кривая 1), а в случае средних L , ω_k и оптимальных $\omega_{пл}/\omega_n$, ω_n , ω_2 и e – до 0,007 мм (рис. 4, кривая 2). Если же применить оптимальные $\omega_{пл}/\omega_n$, ω_n , ω_2 , e , L и среднюю частоту вращения конуса ω_k , то исходная погрешность непрямолинейности увеличится только на 0,002 мм (рис. 4, кривая 3). Эти результаты согласуются с теоретическими исследованиями (рис. 2а, кривые 1, 4, 5).

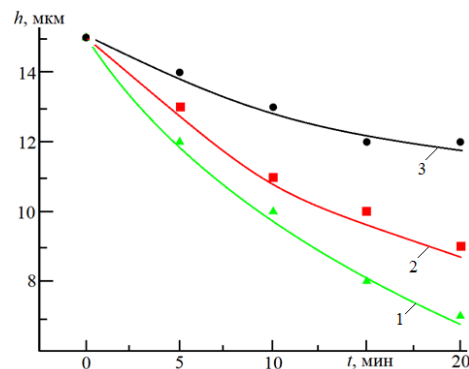


Рис. 5. Закономерность изменения исходной стрелки прогиба $h = 0,015$ мм образующей конической поверхности линзы в зависимости от t при: $\omega_d/\omega_n = 0,72$, $\omega_n = 5,0 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 4,0 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,004$ мм, $L = 0,04$ м, $\omega_k = 3,0 \text{ с}^{-1}$ (кривая 1); $\omega_d/\omega_n = 0,72$, $\omega_n = 1,1 \text{ с}^{-1}$, $L = 0,04$ м, $\omega_k = 3,0 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 4,0 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,01$ мм (кривая 2); $\omega_d/\omega_n = 0,72$, $\omega_n = 1,1 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 1,2 \text{ с}^{-1}$, $e = 0,004$ мм, $L = 0,07$ м, $\omega_k = 2,0 \text{ с}^{-1}$ (кривая 3)

Fig. 5. Regularity of change in initial deflection arrow $h = 0.015$ mm of generatrix of lens conical surface depending t at: $\omega_d/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 5.0 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 4.0 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.004$ mm, $L = 0.04$ m, $\omega_k = 3.0 \text{ s}^{-1}$ (curve 1); $\omega_d/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 1.1 \text{ s}^{-1}$, $L = 0.04$ m, $\omega_k = 3.0 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 4.0 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.01$ mm (curve 2); $\omega_d/\omega_{ins} = 0.72$, $\omega_{ins} = 1.1 \text{ s}^{-1}$, $\omega_2 = 1.2 \text{ s}^{-1}$, $e = 0.004$ mm, $L = 0.07$ m, $\omega_k = 2.0 \text{ s}^{-1}$ (curve 3)

Анализ результатов производительности обработки показывает, что этот показатель достигает максимального значения при оптимальном отношении частот $\omega_{пл}/\omega_n$ и средних значениях ω_n , ω_2 , e , L , ω_k (рис. 5, кривая 1), когда за 20 мин обработки исходная стрелка прогиба величиной 0,015 мм уменьшилась до 0,007 мм. Если же назначить оптимальные $\omega_{пл}/\omega_n$ и ω_n , а ω_2 , e , L и ω_k – средние, то за тот же промежуток времени h уменьшится до 0,009 мм (рис. 5, кривая 2). В случае использования всех наладочных параметров из области оптимальных значений исходная стрелка прогиба уменьшится только на 0,003 мм (с 0,015 до 0,012 мм – рис. 5, кривая 3). Отмеченное свидетельствует о том, что интенсивность съема припуска в первом случае (рис. 5, кривая 1) самая высокая, а в последнем (рис. 5, кривая 3) – самая низкая. Это согласуется с результатами теоретических исследований (рис. 2б, кривые 1, 6) и отражает закономерную ситуацию на практике: на стадии финишной обработки, когда требуется обеспечивать заданные параметры качества, съем материала в единицу времени необходимо уменьшать. Следовательно, выявленные режимы работы технологического оборудования позволяют организовать такой процесс обработки, при котором будет автоматически обеспечиваться высокое качество детали с одно-

временным и неизбежным снижением интенсивности съема припуска с ее заготовки.

Таким образом, рассмотренные экспериментальные исследования удовлетворительно согласуются с результатами расчета, что позволяет рекомендовать предлагаемую методику выявления наиболее выгодных режимов обработки как основания, так и боковой поверхности конических линз для практического ее использования.

ВЫВОДЫ

1. Предложенные этапы обработки конических линз дают возможность назначить оптимальную последовательность операций при изготовлении конических линз с различными геометрическими параметрами из заготовок цилиндрической формы.

2. Выполненные теоретические и экспериментальные исследования характера обработки конических линз позволили определить степень эффективности наладочных параметров базового станка в зависимости от технологической наследственности заготовки с точки зрения распределения по обрабатываемой поверхности подлежащего удалению припуска.

3. Выявленная незначительная зависимость точности и производительности обработки от величины смещения планшайбы относительно инструмента способствует упрощению схемы технологического оборудования и методики управления процессом формообразования на нем.

ЛИТЕРАТУРА

1. Matsuoka, Y. The Characteristics of Laser Micro-Drilling Using a Bessel Beam / Y. Matsuoka, Y. Kizuka, T. Inoue // *Applied Physics A*. 2006. Vol. 84, No 4. P. 423–430. <https://doi.org/10.1007/s00339-006-3629-6>.
2. Application of Bessel Beams Formicrofabrication of Dielectrics by Femtosecond Laser / A. Marcinkevičius [et al.] // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2001. Vol. 40, No 11a. P. L1197–L1199. <https://doi.org/10.1143/jjap.40.11197>.
3. Micro-Ablation on Silicon by Femtosecond Laser Pulses Focused with an axicon Assisted with a Lens / R. Inoue [et al.] // *Applied Surface Science*. 2010. Vol. 257, No 2. P. 476–480. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.07.016>.
4. Yu, X. Femtosecond Laser Scribing of Mo thin Film on Flexible Substrate Using Axiconfocused Beam / X. Yu, J. Ma, S. Lei // *Journal of Manufacturing Processes*. 2015. Vol. 20. P. 349–355. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.05.004>.
5. Dudutis, J. Modification of Glass Using an Axicon-Generated Non-Symmetrical Bessel-Gaussian Beam / J. Dudutis, P. Gečys, G. Račiukaitis // *Laser Applications in Microelectronic and Optoelectronic Manufacturing (LAMOM) XXII*. 2017. <https://doi.org/10.1117/12.2252966>.
6. Бардин, А. Н. Технология оптического стекла / А. Н. Бардин. М.: Высш. шк., 1963. 519 с.
7. Козерук, А. С. Управление формообразованием прецизионных поверхностей деталей машин и приборов на

основе математического моделирования / А. С. Козерук. Минск, 1997. 317 с.

8. Зубаков, В. Г. Технология оптических деталей / В. Г. Зубаков, М. Н. Семибратов, С. К. Штандель; под ред. М. Н. Семибратова. М.: Машиностроение, 1985. 368 с.
9. Кинематический анализ способа, повышающего точность обработки конических поверхностей / А. С. Козерук [и др.] // *Весті НАН Беларусі. Сэрыя Фіз.-тэхн. навук*. 2020. Т. 65, № 2. С. 197–204. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-2-197-204>.
10. Технологические особенности формообразования плоского инструмента для обработки аксионов / А. С. Козерук [и др.] // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 4. С. 297–304. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-4-297-304>.

Поступила 12.06.2020

Подписана в печать 25.08.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Matsuoka Y., Kizuka Y., Inoue T. (2006) The Characteristics of Laser Micro-Drilling Using a Bessel Beam. *Applied Physics A*, 84 (4), 423–430. <https://doi.org/10.1007/s00339-006-3629-6>.
2. Marcinkevičius A., Juodkasis S., Matsuo S., Mizeikis W., Misawa H. (2001) Application of Bessel Beams Formicrofabrication of Dielectrics by Femtosecond Laser. *Japanese Journal of Applied Physics*, 40 (11a), L1197–L1199. <https://doi.org/10.1143/jjap.40.11197>.
3. Inoue R., Takakusaki K., Takagi Y., Yagi T. (2010) Micro-Ablation on Silicon by Femtosecond Laser Pulses Focused with an Axicon Assisted with a Lens. *Applied Surface Science*, 257 (2), 476–480. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.07.016>.
4. Yu X., Ma J., Lei S. (2015) Femtosecond Laser Scribing of Mo thin Film on Flexible Substrate Using Axiconfocused Beam. *Journal of Manufacturing Processes*, 20, 349–355. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.05.004>.
5. Dudutis J., Gečys P., Račiukaitis G. (2017) Modification of Glass Using an Axicon-Generated Non-Symmetrical Bessel-Gaussian Beam. *Laser Applications in Microelectronic and Optoelectronic Manufacturing (LAMOM) XXII*. <https://doi.org/10.1117/12.2252966>.
6. Bardin A. N. (1963) *Technology of Optical Glass*. Moscow, Vysshaya Shkola Publ. 519 (in Russian).
7. Kozeruk A. S. (1997) *Managing the Shaping of Precision Surfaces of Machine Parts and Devices Based on Mathematical Modeling*. Minsk. 317 (in Russian).
8. Zubakov V. G., Semibratov M. N., Shtandel S. K. (1985) *Technology of Optical Parts*. Moscow, Mashinostroenie Publ. 368 (in Russian).
9. Kozeruk A. S., Dias Gonsales R. O., Filonova M. I., Kuznechik V. O., Varopay E. N. (2020) Kinematic Analysis of the Method Increasing the Accuracy of Treatment of Conic surfaces. *Vestsi Natsyyanal'nai Akademii Navuk Belarusi. Seryya Fizika-Tekhnichnykh Navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus, Physical-Technical Series*, 65 (2), 197–204. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-2-197-204> (in Russian).
10. Kozeruk A. S., Dias Gonsales R. O., Sukhotzkiy A. A., Filonova M. I., Kuznechik V. O. (2020) Technological Features of Formingflat Tool for Processing Axicons. *Nauka i Tekhnika = Science and Technique*, 19 (4), 297–304 (in Russian). <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-4-297-304>.

Received: 12.06.2020

Accepted: 25.08.2020

Published online: 30.11.2020

Термохимическое получение и свойства экономичных полилантаноидных манганитных материалов $\text{Ln}(\text{La}, \text{Ce}, \text{Nd}, \text{Pr})_x\text{Ca}_y\text{MnO}_3$ -типа с перовскитно-флюоритной структурой

Кандидаты хим. наук В. А. Горбунова¹⁾, Л. М. Слепнева¹⁾,
канд. техн. наук А. В. Горбунов²⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь),

²⁾Технологический институт аэронавтики (Сан-Жозе-дус-Кампос, Бразилия)

© Белорусский национальный технический университет, 2020
Belarusian National Technical University, 2020

Реферат. Проведено физико-химическое исследование керамических материалов на основе манганитов смешанных редкоземельных элементов – $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$ – электрохимического и каталитического назначения, изготовленных из нитратного сырья на базе полилантаноидного концентрата промышленного типа, соответствующего по соотношению редкоземельных элементов в нем типичной бастнезитовой руде. Для поликристаллических образцов полученных материалов выявлено формирование после спекания в воздухе при 1500 К однофазной или чаще двухфазной структуры, т. е. смеси кубических перовскитной фазы на основе низкоцериевого или дефектного в А-положении манганита и флюоритной фазы на основе CeO_2 с его содержанием, меняющимся в пределах 54–98 %. Предложен механизм фазообразования, возможный при переходе к составам с повышенным содержанием церия при постоянной температуре спекания материалов. Установлено влияние химического состава и структуры данных материалов на их проводимость и плотность, достигаемые при спекании. Исследование электропроводности показало, что манганиты имеют полупроводниковый (*p*-типа) механизм переноса заряда в температурной области (300–1270) К. Максимальная проводимость в пределах диапазона (290–1270) К достигается в данной низкоцериевой системе бастнезитового типа для двухфазного материала с составом $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$ при $x = 0,6$ и составляет 39 См/см при плотности керамического образца 50 % от теоретической. Замещенные по лантану манганитные материалы, такие как изученные авторами полилантаноидные, могут обеспечить снижение стоимости изготовления электрохимических и других устройств на их основе с учетом ценовой динамики на рынках редкоземельного сырья за последнее десятилетие.

Ключевые слова: керамические электропроводные материалы, полилантаноидные манганиты, бастнезит, термохимический синтез, двухфазные композиты, перовскитно-флюоритная структура, фазовый состав, электропроводность, полупроводники, электрохимические материалы

Для цитирования: Горбунова, В. А. Термохимическое получение и свойства экономичных полилантаноидных манганитных материалов $\text{Ln}(\text{La}, \text{Ce}, \text{Nd}, \text{Pr})_x\text{Ca}_y\text{MnO}_3$ -типа с перовскитно-флюоритной структурой / В. А. Горбунова, Л. М. Слепнева, А. В. Горбунов // *Наука и техника*. 2020. Т. 19, № 6. С. 528–535. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-528-535>

Thermochemical Preparation and Properties of Low-Cost Polylanthanide Manganite Materials of $\text{Ln}(\text{La}, \text{Ce}, \text{Nd}, \text{Pr})_x\text{Ca}_y\text{MnO}_3$ -Type with Perovskite-Fluorite Structure

V. A. Gorbunova¹⁾, L. M. Sliapniova¹⁾, A. V. Gorbunov²⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus),

²⁾Aeronautics Institute of Technology (São José dos Campos, Brazil)

Abstract. A physical and chemical investigation of ceramic materials based on manganites of mixed rare earth elements – $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$ – for electrochemical and catalytic applications has been carried out, and they

Адрес для переписки

Горбунова Вера Алексеевна
Белорусский национальный технический университет
ул. Б. Хмельницкого, 9,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 293-92-71
chemistry@bntu.by

Address for correspondence

Gorbunova Vera A.
Belarusian National Technical University
9, B. Khmel'nitskogo str.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: +375 17 293-92-71
chemistry@bntu.by

were obtained from nitrate feedstock based on industrial-type polylanthanide concentrate, which corresponds to typical bastnaesite ore on the ratio of rare-earth elements in it. For polycrystalline samples of the obtained materials, the formation of single-phase structure or more often two-phase one has been identified after sintering in air at 1500 K, i. e., a the mixture of cubic perovskite phase based on low-cerium or A-site deficient manganite and a fluorite phase based on CeO₂ with dioxide content of 54–98 %. A phase formation mechanism has been proposed, which is possible during the transition to compositions with rising cerium content at a constant sintering temperature of manganite materials. The effect of the chemical composition and structure of the materials on their conductivity and density, reached by the sintering, has been established in the paper. Investigation of electrical conductivity has shown that in the manganites the semi-conductive behavior/ charge transfer mechanism (*p*-type) is realized at the temperature range of (300–1270) K. The maximum conductivity within the range of (290–1270) K is achieved in this low-cerium bastnaesite-type system for a two-phase material with the composition La_{0,8-x}Ln_xCa_{0,2}Mn_{0,94}Cr_{0,04}Ni_{0,02}O₃ at $x = 0.6$ and is 39 S/cm at a density level of 50 % of the theoretical one for a ceramic sample. Manganite materials with lanthanum substitution, such as investigated polylanthanide-based ones, can provide a lower cost for fabrication of electrochemical and other devices based on them, taking into account the complex prices dynamics on the markets of rare-earth raw materials during the last decade.

Keywords: ceramic conductive materials, polylanthanide-based manganites, bastnaesite, thermochemical synthesis, two-phase composites, perovskite-fluorite structure, phase composition, electrical conductivity, semiconductors, electrochemical materials

For citation: Gorbunova V. A., Sliapniova L. M., Gorbunov A. V. (2020) Thermochemical Preparation and Properties of Low-Cost Polylanthanide Manganite Materials of Ln(La, Ce, Nd, Pr)_xCa_yMnO₃-Type with Perovskite-Fluorite Structure. *Science and Technique*. 19 (6), 528–535. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2020-19-6-528-535> (in Russian)

Введение

Сложные оксиды переходных и редкоземельных элементов (РЗЭ) со структурой перовскита (ABO₃), например манганиты, хромиты, кобальтиты, играют важную роль в современных технологиях. Они нашли применение в качестве электропроводящих, магнитных, каталитических и конструкционных материалов [1].

В настоящее время представляют интерес сложнооксидные композиции, сочетающие перовскитную и флюоритную фазы. Так, композиционные манганиты РЗЭ, включающие фазы перовскита (LaMnO₃) и флюорита (CeO₂–ZrO₂), интересны в качестве катодов высокотемпературных топливных элементов с твердым электролитом (SOFC – solid oxide fuel cells), а также катализаторов окисления углеводородов и вредных газовых компонентов выбросов от сжигания топлив [2]. Высокая эффективность катодов на основе композиционных манганитов РЗЭ обеспечивается сочетанием двух фаз, обладающих как высокой электронной (перовскитная LaMnO₃), так и кислород-ионной проводимостями (кубическая флюоритная CeO₂). Также известно, что сочетание перовскитной и флюоритной фаз в сложнооксидных каталитических системах обеспечивает высокую термическую стабильность катализаторов [3].

Особенностью структуры перовскита является его способность аккумулировать в себе элементы в различных степенях окисления. Со-

здание разнообразных перовскитно-флюоритных композиций (LaMnO₃–CeO₂) возможно путем замены чистых соединений лантана при синтезе LaMnO₃ на полилантаноидные концентраты гидрометаллургического или отходного происхождения, что может дать новые интересные возможности для химического и структурного дизайна этих материалов (для каталитических, электрохимических и магнито-резистивных применений) и одновременного снижения стоимости их получения [4–16].

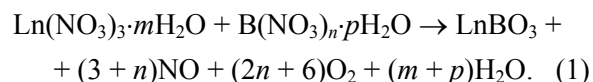
Для проводимого исследования был выбран следующий подход: на основе базовой перовскитной структуры манганита лантана путем замены соединений чистого лантана на более дешевый полилантаноидный концентрат (Ln = La_{0,598}Nd_{0,187}Ce_{0,131}Pr_{0,084}Sr_{0,004}Ca_{0,002}) термохимическим методом получить замещенные манганиты состава La_{0,8-x}Ln_xCa_{0,2}Mn_{0,94}Cr_{0,04}Ni_{0,02}O₃ (где $x = 0; 0,2; 0,4; 0,6; 0,8$; Ln – смесь РЗЭ цериевой группы (La, Ce, Nd, Pr)) и определить их химический, фазовый составы и электропроводность сложнооксидных композиций в зависимости от степени замещения x в них лантана. Выбор состава материалов данной серии по В-положению был обусловлен показанной ранее предпочтительностью такой комбинации для получения ряда эффективных материалов электрохимического назначения [15–17]. Синтез сложнооксидных порошков выполнен на основе полилантаноидного нитратного концентрата бастнезитового типа.

Такое редкоземельное сырье для синтеза манганитных материалов авторы использовали в связи с тем, что к настоящему времени для синтеза манганитов РЗЭ, кобальтитов, хромитов и никелатов применялись, как правило, химически чистые и даже высокочистые (99,9 % чистоты) соединения РЗЭ, в первую очередь лантана. По сравнению с такими соединениями (в форме оксидов, нитратов или карбонатов) значительно более дешевыми (в 5–10 раз) являются промышленные полилантаноидные концентраты, которые в основном представляют собой полупродукты переработки редкоземельных руд (бастнезита, лопарита, монацита и др.). Эти концентраты содержат набор РЗЭ (La, Ce, Nd, Pr, Sm, т. е. металлов цериевой группы) в различном процентном соотношении в зависимости от вида редкоземельного сырья и способа его переработки [1, 18]. Бастнезит, как известно, является крупнейшим источником получения РЗЭ цериевой группы (разведанные его запасы составляют более 200 млн т) [1]. Его рудные залежи содержат около 10 % бастнезита (состоящего в основном из карбонатов цериевых РЗЭ). Химический состав бастнезита в среднем следующий, мас. %: Ln_2O_3 (58–76), CO_2 (19–20), F (6–8,5), P_2O_5 (1–2), Fe (до 1), Si (до 1), Y_2O_3 (до 5). По составу типичный промышленный концентрат, производимый из бастнезитовой руды (марки Molycorp 5248 (США) – нитратный), имеет средний состав, мас. %: La_2O_3 – 17,4, CeO_2 – 3,3, Pr_6O_{11} – 2,1, Nd_2O_3 – 4,7, сумма CaO и SrO – 0,5 [1, 4, 8, 17].

Методика исследования и результаты экспериментов

Получение образцов манганитных материалов осуществлялось термическим разложением растворов смеси азотнокислых солей марганца, кальция и РЗЭ (нитрат лантана и нитратный полилантаноидный концентрат) при температуре (1170–1270) К. Данный метод синтеза выбрали по следующей причине. Как известно из научных трудов, наилучшими электрофизическими и электрохимическими свойствами обладают ABO_3 -соединения, полученные в окислительной среде (на воздухе или в кислороде) [2, 19–21]. Процессы термохимического синтеза как манганитов, так и кобальтитов,

хромитов и никелатов смешанных РЗЭ из гидратированных азотнокислых солей, схематично (в виде брутто-реакции) можно представить следующим образом:



При этом для процесса разложения безводного нитрата лантана до оксида тепловой эффект химического процесса (1) составляет $\Delta H_{298}^0 = 2,45$ МДж/кг La_2O_3 . Как видно из реакции, термическое разложение нитратов сопровождается значительным выделением паров как NO, так и O_2 , что приводит к повышению парциального давления кислорода локально в зоне реакции. А это, в свою очередь, способствует более эффективному синтезу ABO_3 -материалов (прежде всего за счет сокращения времени синтеза порошков и снижения температуры до (1070–1170) К) и позволяет получить манганиты и другие ABO_3 -материалы с улучшенными параметрами.

Полученный таким путем оксидный порошковый продукт размалывали до достижения среднего размера частиц 5–10 мкм. Затем из полиоксидных порошков с использованием операций холодного изостатического прессования (в качестве связующего применяли поливиниловый спирт) и изотермического спекания в воздушной атмосфере при 1500 К в течение 2,5 ч при давлении 0,1 МПа изготавливали керамические образцы прямоугольной формы. Плотность образцов после спекания определяли стандартным пикнометрическим методом. Химический состав синтезированных материалов определен (табл. 1) микрозондовым анализом на приборе РЕМ-100У (совместно с лабораторией физико-химических методов анализа Института природопользования НАН Беларуси).

Фазовый состав и структура образцов синтезированных материалов исследовались (совместно с НИЛ металлофизики Института порошковой металлургии НАН Беларуси) методом рентгенофазового анализа (РФА) с применением дифрактометра ДРОН-3, использующего монохроматическое $\text{Cu-K}\alpha$ -излучение и никелевый фильтр.

Таблица 1

Состав исследованных манганитных материалов $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$ -серии и их электропроводность
Composition of the studied $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$ -series manganite materials and their electrical conductivity

№ образца	Химический состав материала		Максимальная проводимость материала S_{max} в интервале (293–1273) К, См/см
	Схематичный	Полный	
1	$\text{La}_{0,8}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	$\text{La}_{0,8}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	21,28
2	$\text{La}_{0,6}\text{Ln}_{0,2}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	$\text{La}_{0,720}\text{Nd}_{0,037}\text{Ce}_{0,026}\text{Pr}_{0,017}\text{Ca}_{0,200}\text{Sr}_{0,001}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	18,59
3	$\text{La}_{0,4}\text{Ln}_{0,4}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	$\text{La}_{0,639}\text{Nd}_{0,075}\text{Ce}_{0,052}\text{Pr}_{0,034}\text{Ca}_{0,201}\text{Sr}_{0,002}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	26,88
4	$\text{La}_{0,2}\text{Ln}_{0,6}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	$\text{La}_{0,559}\text{Nd}_{0,112}\text{Ce}_{0,079}\text{Pr}_{0,050}\text{Ca}_{0,201}\text{Sr}_{0,002}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	40,17
5	$\text{Ln}_{0,8}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	$\text{La}_{0,478}\text{Nd}_{0,150}\text{Ce}_{0,105}\text{Pr}_{0,067}\text{Sr}_{0,003}\text{Ca}_{0,202}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$	35,82
Примечание. Ln = $\text{La}_{0,598}\text{Nd}_{0,187}\text{Ce}_{0,131}\text{Pr}_{0,084}\text{Sr}_{0,004}\text{Ca}_{0,002}$.			

Параметр элементарной кристаллической ячейки a идентифицированных фаз получили с использованием прецизионных методов расчета, в том числе аппроксимационной зависимости Нельсона – Райли. Исследование проводили на базе программного комплекса автоматизированного структурного анализа PDWIN (программа X-Ray, версия 2.1) с применением дифрактометров ДРОН-3, работающих с $\text{Cu-K}\alpha$ -излучением в диапазонах дифракционного угла $2\theta = 20^\circ$ – 120° , с применением непрерывного режима и пошаговой съемки с шагом $0,01^\circ$ – $0,10^\circ$. При фазовой идентификации использовались справочные данные для следующих фаз: гексагональной $\text{LaMnO}_{3,15}$; моноклинной $\text{LaMn}_7\text{O}_{12}$; орторомбической LaMnO_3 (№ 33–713, 35–1353 по международной картотеке ICDD); орторомбических $\text{La}_2\text{MnO}_{4,15}$, $\text{La}_8\text{Mn}_8\text{O}_{23}$, $\text{La}_4\text{Mn}_4\text{O}_{11}$; тетрагональной La_2MnO_4 ; кубической CeO_2 ; гексагональной Ce_2O_3 (№ 23–1048); Mn_3O_4 (№ 24–734, 16–154, 13–162, 4–732) и некоторых других. Относительная погрешность определения содержания фаз в изученных манганитных материалах не превышала 7,00 %, а точность определения параметров элементарной кристаллической ячейки составляла 0,03–0,04 %.

Для измерения электропроводности синтезированных керамических образцов применяли четырехзондовый метод, характеризующийся умеренным уровнем относительной погрешности (3–4 % от регистрируемых абсолютных значений) [21]. Измерение проводимости образцов осуществляли в температурном интер-

вале (290–1370) К на воздухе при атмосферном давлении.

Для поликристаллических образцов синтезированных полилантаноидных манганитов данные рентгенографических измерений указывают на формирование после спекания однофазной или чаще двухфазной структуры (перовскитная (I) + флюоритная (II) фазы с кубическими решетками). Формирование перовскитной фазы в полилантаноидных манганитах сопровождается образованием устойчивой кубической флюоритной фазы на основе CeO_2 , которая, по-видимому, за счет структурного изоморфизма способствует кристаллизации перовскита в кубической сингонии. Исходя из полученных данных, можно предположить следующую схему фазообразования в материалах на основе смешанных манганитов РЗЭ полученной серии $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$ в зависимости от доли полилантаноидного концентрата ($x = 0; 0,2; 0,4; 0,6; 0,8$) (рис. 1). Для образцов составов с $x = 0$ и $x = 0,2$ установлено наличие преимущественно одной перовскитной кубической фазы, с $x = 0,4$ – преимущественно двух фаз: перовскитной кубической фазы дефектного полилантаноидного манганита типа $\text{A}_{0,90}\text{BO}_3$ и кубической «среднецериевой» фазы с содержанием CeO_2 в твердом растворе CeO_2 – Ln_2O_3 50–80 мол. %, с $x = 0,6$ и $x = 0,8$ – преимущественно двух фаз: перовскитной кубической фазы дефектного полилантаноидного манганита типа $\text{A}_{0,92}\text{BO}_3$ и флюоритной кубической «высокоцериевой» фазы с содержанием CeO_2 в твердом растворе CeO_2 – Ln_2O_3 до 95–98 мол. %.

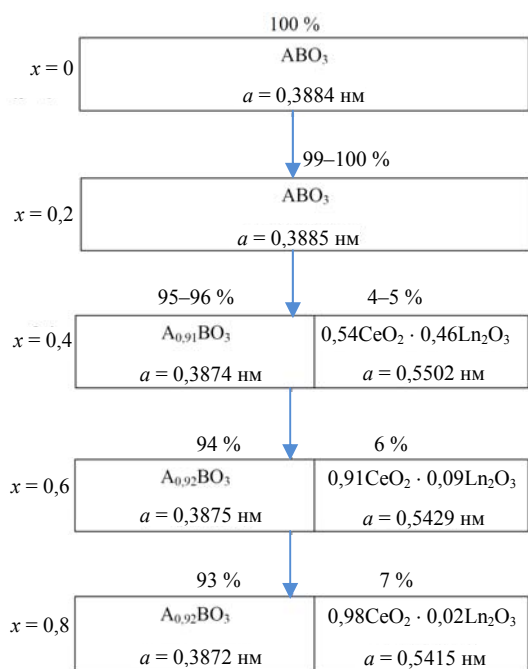


Рис. 1. Схема фазообразования в полилантаноидных керамических материалах $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$ бастнезитового типа в зависимости от стехиометрического состава (степени замещения x) материала

Fig. 1. Scheme of phase formation in polylanthanide ceramic materials $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$ of bastnaesite type depending on stoichiometric composition (substitution x) of material

Данный механизм трансформации фаз в серии полилантаноидных манганитов $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$ бастнезитового типа позволяет объяснить характер изменения параметра элементарной кристаллической ячейки перовскитной кубической фазы a в зависимости от x (рис. 2). Незначительное увеличение параметра a ячейки при переходе от $x = 0$ к $x = 0,2$ связано, скорее всего, с размещением в А-положении манганита замещающей лантан полилантаноидной смеси, в том числе церия в виде Ce^{+3} . Вероятно, при концентрациях церия в системе до 5 мол. % он входит в ABO_3 -структуру перовскита и стабилизируется там в виде ионов Ce^{+3} . При более высоких концентрациях церия в системе (более 5 %, т. е. при $x > 0,2$) наблюдается формирование церием отдельной флюоритной кубической фазы, стабилизированной различающимся в зависимости от x количеством трехвалентных оксидов лантана, неодима и празеодима, в результате чего формируется дефектная по А-положению перовскитная фаза полилантаноидного манганита. При $x = 0,4$ образуется максимально дефектный манганит со стехио-

метрией $\text{A}_{0,91}\text{BO}_3$ с наименьшим значением параметра a . Резкое уменьшение значения данного параметра решетки при переходе от состава с $x = 0,2$ к $x = 0,4$ связано как с отсутствием некоторой части катионов в А-положении (т. е. с катионной дефектностью фазы), так и с переходом части ионов марганца с большим кристаллохимическим радиусом Mn^{+3} ($r = 0,070$ нм) в ионы Mn^{+4} ($r = 0,052$ нм) с меньшим радиусом для компенсации отрицательного заряда, возникшего за счет А-катионной дефицитности. При переходе же от $x = 0,4$ ($a = 0,3874$ нм) к $x = 0,6$ ($a = 0,3875$ нм) и далее к $x = 0,8$ ($a = 0,3872$ нм) наблюдается стабилизация параметра кубической перовскитной фазы с некоторой тенденцией к ее уменьшению, что обусловлено, вероятно, снижением эффективного (среднего) радиуса РЗЭ в А-положении (так как доля РЗЭ с радиусом, меньшим, чем у лантана La^{+3} ($r = 0,104$ нм), растет), а именно – за счет ионов Nd^{+3} ($r = 0,099$ нм), Ce^{+3} ($r = 0,102$ нм) и Pr^{+3} ($r = 0,100$ нм) [1].

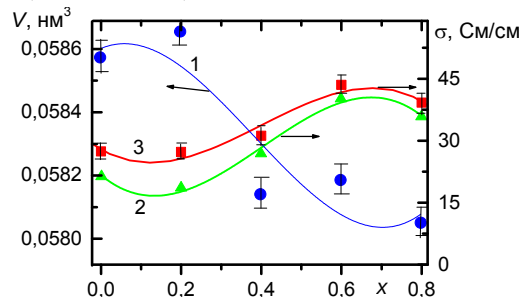


Рис. 2. Объем элементарной ячейки перовскитной кубической фазы (1) керамических материалов состава $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$, электропроводность σ образцов данных материалов в области температур (290–1270) К (2) и максимальная проводимость $\sigma_{\text{max-50}}$ (3) данной перовскитной фазы (приведенная к 50%-й пористости материала) в зависимости от содержания полилантаноидной смеси в материалах данной серии (от степени замещения x)

Fig. 2. Unit cell volume of perovskite cubic phase (1) ceramic materials of $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$ composition, electrical conductivity of σ samples of these materials in the temperature range (290–1270) K (2) and maximum conductivity $\sigma_{\text{max-50}}$ (3) of the given perovskite phase (reduced to 50% material porosity) depending on content of polylanthanide mixture in materials of this series (at substitution x)

Для выяснения валентного состояния ионов церия в перовскитной фазе полилантаноидных манганитов были выполнены экспериментальные измерения методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на электронном спектрометре ЭС-2401 в интервале энергий 10–1120 эВ с использованием MgK α -из-

лучения. В результате установлено, что с достаточной долей вероятности можно считать, что в перовскитной фазе, в частности в однофазном образце $\text{La}_{0,6}\text{Ln}_{0,2}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$, церий находится в трехвалентном состоянии (обнаружен сдвиг энергии связи для $3d_{5/2}$ электронов церия на 5,8 эВ от стандартного для Ce^0 значения 882 эВ в сторону меньших энергий). Отметим, что для двухфазного по рентгенографическим данным образца $\text{La}_{0,2}\text{Ln}_{0,6}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$ (т. е. содержащего ионы Ce^{+4} в составе CeO_2 -фазы) по данным РФЭС имеет место уже сдвиг энергии связи для $3d_{5/2}$ электронов церия на 7,8 эВ от стандартного для Ce^0 значения. Таким образом, низкая растворимость Ce^{+4} в перовскитах [18, 19, 21], а также катионов d -металлов в CeO_2 -фазе делает возможным получение материала с однородным распределением частиц перовскита и флюорита, т. е. фактически нанокомпозита.

Температурные зависимости электропроводности материалов на основе полилантаноидных манганитов с различной степенью замещения x получены в диапазоне (290–1370) К на воздухе. При этом установлено, что манганиты исследованной серии имеют полупроводниковый (p -типа) механизм переноса заряда в температурной области (300–1270) К. Сложность интерпретации температурных зависимостей проводимости связана с особенностями исследуемых образцов – с двухфазностью, достаточно высокой пористостью и поликристаллическостью. Зарегистрированные перегибы на температурных кривых проводимости как однофазных, так и двухфазных материалов связаны, скорее всего, с влиянием пористости керамических образцов на электропроводность, а также с возможной кристаллизацией малопротянутой флюоритной фазы по границам зерен электропроводящей перовскитной фазы. На рис. 2 представлены найденные концентрационные зависимости проводимости композиционного перовскитно-флюоритного материала от доли x полилантаноидного концентрата в манганите. Максимальная величина проводимости 40,2 См/см в температурном интервале (290–1270) К характерна для манганита со степенью замещения $x = 0,6$ ($\text{La}_{0,2}\text{Ln}_{0,6}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_3$) при 1200 К (что соответствует уровню 39 См/см при пересчете плотности керамического образца на 50 % от его теоретической плотности по данным рентгенофазового анализа). Также на рис. 2 представлена динамика проводимости и параметра кристаллической ячейки a отдельно

для кубической перовскитной фазы в зависимости от доли x полилантаноидного концентрата в манганите (для оценки электропроводности отдельной перовскитной фазы в двухфазном полилантаноидном манганите сделан расчет по методу Ю. Н. Крючкова, разработанному для описания проводимости двухфазных композитов [22, 23]). Это требует, в частности, учета перколяционной теории проводимости многофазных пористых сред, являющейся разновидностью теории критических состояний [23]. Для материалов, имевших двухфазную кристаллическую структуру, для оценки электропроводности отдельно перовскитной фазы использовали зависимость из [23], описывающую (с погрешностью ~10 %) проводимость композитов из смеси двух сортов сферических частиц:

$$\sigma_{\text{com}} = \left[(\sigma_I - \sigma_{II}) \left((C_I - C_{\text{Iкр}}) / (1 - C_{\text{Iкр}}) \right)^{1,8 \pm 0,2} \right] + \sigma_{II}, \quad (2)$$

где σ_I , σ_{II} – проводимость матричной фазы (в рассматриваемом случае фазы I – перовскитной) и добавки (фазы II); C_I – объемная концентрация матричной фазы в трехмерном композите (допускались унидисперсность и изометричность частиц фаз I и II); $C_{\text{Iкр}} \approx 0,157$ – приближенное значение критической перколяционной концентрации проводящей (перовскитной) фазы [22].

Таким образом, уменьшение параметра a , связанное с образованием дефектного по А-положению манганита при переходе от состава с $x = 0,2$ к $x = 0,4$, сопровождается ростом удельной электропроводности манганитных образцов. Переход части ионов Mn^{+3} в ионы Mn^{+4} (для компенсации катионной дефицитности по А-положению манганита) приводит не только к уменьшению параметра элементарной ячейки, но и способствует росту проводимости перовскитной фазы за счет увеличения концентрации носителей заряда Mn^{+4} , так как перенос заряда в данного типа керамических материалах обычно осуществляется перескоком электронной дырки по цепочке $\text{Mn}^{+3}\text{--O--Mn}^{+4}$ [2, 10, 21].

ВЫВОДЫ

1. Полученные экспериментальные данные показали, что степень замещения лантана на полилантаноидную смесь (La, Ce, Nd, Pr) в кальцийсодержащих манганитах изученной $\text{La}_{0,8-x}\text{Ln}_x\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3 \pm d}$ -серии

оказывает существенное влияние на структуру, фазовый состав и проводимость керамических материалов на их основе. Частично замещенные по лантану манганитные материалы, в частности полилантаноидный состав $\text{La}_{0,2}\text{Ln}_{0,6}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$ (с уровнем проводимости больше, чем у незамещенного по лантану $\text{La}_{0,8}\text{Ca}_{0,2}\text{Mn}_{0,94}\text{Cr}_{0,04}\text{Ni}_{0,02}\text{O}_{3\pm\delta}$, могут обеспечить снижение стоимости изготовления электрохимических и других устройств на основе данных материалов и улучшить их экономичность, даже с учетом нестабильной ценовой динамики на рынках редкоземельного сырья за последнее десятилетие [18, 24].

2. Синтезированные сложнооксидные перовскитно-флюоритные композиты могут быть рекомендованы как перспективные каталитические материалы, в том числе для дальнейшего изучения их каталитической активности в реакциях окисления органических соединений и CO [3, 5, 8, 9], а также использованы в качестве катодного материала современных видов топливных элементов [10, 11, 19] (в том числе SOFC).

ЛИТЕРАТУРА

1. The Rare Earth Elements: Fundamentals and Applications / Ed. by D. A. Atwood. Chichester, West Sussex: John Wiley & Sons, Ltd. 2012. 606 p.
2. Батуев, Л. И. Сложные высокодисперсные оксиды со структурами перовскита-флюорита: особенности структуры и активность в реакциях глубокого окисления / Л. И. Батуев. Томск, 2006.
3. Synthesis and Properties of Nanocomposites with Mixed Ionic-Electronic Conductivity on the Basis of Oxide Phases with Perovskite and Fluorite Structures / V. A. Sadykov [et al.] // Glass Physics and Chemistry. 2007. Vol. 33, No 4. P. 320–334. <https://doi.org/10.1134/s1087659607040049>.
4. Carolan, M. F. Compositions Capable of Operating under High Oxygen Partial Pressures for Use in Solid-State Oxygen Producing Devices: US Patent No 5817597 / M. F. Carolan, P. N. Dyer, S. A. Motika. Publ. date 13.03.1995.
5. Doped Ceria-LaMeO₃ (Me = Mn, Fe, Co) Nanocomposites: Synthesis via Mechanochemical Activation Route and Properties / L. A. Isupova [et al.] // Materials Research Society Symposium Proceedings. 2006. Vol. 885E. P. 83–88.
6. Effect of Multielement Doping on Low-Field Magnetotransport in $\text{La}_{0,7-x}\text{Mm}_x\text{Ca}_{0,3}\text{MnO}_3$ ($0.0 \leq x \leq 0.45$) Manganite / P. K. Siwach [et al.] // Journal of Magnets and Magnetic Materials. 2009. Vol. 321, No 12. P. 1814–1820. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.11.108>.
7. Mixed Rare Earth Oxides Derived from Monazite Sand as an Inexpensive Precursor Material for Room Temperature Magnetic Refrigeration Applications / B. Arun [et al.] // Materials Research Bulletin. 2017. Vol. 94. P. 537–543. <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2017.07.006>.
8. Mixed-Phase Ceramic Oxide Three Way Catalyst Formulations and Methods for Preparing the Catalysts: Patent US No 7641875-B1 / S. J. Golden' Publ. date 2010/01/05.
9. Total Oxidation of Methane and Chlorinated Hydrocarbons on Zirconia Supported $\text{A}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ Catalysts / K. Stephan [et al.] // Chemical Engineering and Technology. 2004. Vol. 27, No 6. P. 687–693. <https://doi.org/10.1002/ceat.200400042>.
10. One Pot Synthesis of Mixed Ionic-Electronic Conducting Nanocomposites Comprised of Fluorite-Like and Perovskite-Like Phases as Catalytic Materials for SOFC / V. Sadykov [et al.] // Materials Research Society Symposium Proceedings. 2006. Vol. 900E. P. 380–385.
11. Oxide Cathodes for Electrochemical Devices Made with the Use of a Nanostructured Composition Material / I. Yu. Yaroslavl'tsev [et al.] // Russian Journal of Electrochemistry. 2012. Vol. 48, No 10. P. 981–985. <https://doi.org/10.1134/s1023193512100138>.
12. Investigation of Heterostructure Formed from Hole- and Electron-Doped Lanthanum Manganites / B. Vengalis [et al.] // Acta Physica Polonica, Ser A. 2005. Vol. 107, No 2. P. 290–293. <https://doi.org/10.12693/aphyspola.107.290>.
13. The Effect of the Annealing Temperature on the Structural and Magnetic Properties of the Manganites Compounds / S. Othmani [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 475, No 1–2. P. 46–50. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.08.005>.
14. Effect of Fe and Co Doping on Electrical and Thermal Properties of $\text{La}_{0,5}\text{Ce}_{0,5}\text{Mn}_{1-x}(\text{Fe}, \text{Co})_x\text{O}_3$ Manganites / D. Varshney [et al.] // Materials Research Bulletin. 2013. Vol. 48, No 11. P. 4606–4613. <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2013.07.062>.
15. Gamanovich, N. M. Oxidation of Alcohol-Ammonia Mixtures in High-Temperature Fuel Cell with Various Electrodes / N. M. Gamanovich, V. A. Gorbunova, G. I. Novikov // Russian Journal of Applied Chemistry. 2001. Vol. 74, No 5. P. 746–749.
16. High-Temperature Fuel Cell Operating on Products of Incomplete Charcoal Combustion / N. M. Gamanovich [et al.] // Russian Journal of Applied Chemistry. 2001. Vol. 74, No 2. P. 335–337.
17. Low Cost Stable Air Electrode Material for High Temperature Solid Oxide Electrolyte Electrochemical Cells: Patent US N 5686198 / L. J. H Kuo [et al.]; Publ. date 11.11.1997.
18. Krishnamurthy, N. The Rare Earths // Extractive Metallurgy of Rare Earths / N. Krishnamurthy, C. K. Gupta. 2nd ed. CRC Press, 2015. P. 1–84. <https://doi.org/10.1201/b19055>.
19. Ищенко, А. В. Исследование микроструктуры материалов катодов, анодов и электролитов твердооксидных топливных элементов методом просвечивающей электронной микроскопии / А. В. Ищенко. Новосибирск, 2017.
20. Кудренко, Е. А. Структурные перестройки в сложных оксидах РЗЭ, полученных из аморфного нанокристаллического состояния / Е. А. Кудренко. Черноголовка, 2007.
21. Пальгуйев, С. Ф. Высокотемпературные оксидные электронные проводники для электрохимических устройств / С. Ф. Пальгуйев, В. К. Гильдерман, В. И. Земцов. М.: Наука, 1990. 197 с.
22. Kryuchkov, Y. N. Special Features of Percolation Estimation of the Conductivity of Disperse and Bidisperse Systems / Y. N. Kryuchkov // Refractories and Industrial Ceramics. 1998. Vol. 39, No 5–6. P. 209–211. <https://doi.org/10.1007/bf02764275>.

23. Kryuchkov, Y. N. Percolation Estimation of the Conductivity and Elasticity of Heterogeneous Two-Phase Systems / Y. N. Kryuchkov // *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*. 2000. Vol. 34. P. 281–285. <https://doi.org/10.1007/bf02755976>.
24. Voncken, J. H. L. Recycling of Rare Earths, in the Rare Earth Elements / J. H. L. Voncken // *Springer Briefs in Earth Sciences*. Springer: Cham, Switzerland, 2016. P. 115–127. https://doi.org/10.1007/978-3-319-26809-5_7.

Поступила 02.04.2020

Подписана в печать 09.06.2020

Опубликована онлайн 30.11.2020

REFERENCES

1. Atwood D. A. (ed.) (2012) *The Rare Earth Elements: Fundamentals and Applications*. Chichester, West Sussex: John Wiley & Sons, Ltd. 606.
2. Batuev L. I. (2006) *Complex Highly Dispersed Oxides with Perovskite and Fluorite Structures: Structural Features and Activity in Deep Oxidation*. Tomsk (in Russian).
3. Sadykov V. A., Borchert Yu. V., Alikina G. M., Lukashevich A. I., Mezentseva N. V., Muzykantov V. S., Moroz E. M., Rogov V. A., Zaikovskii V. I., Zyuzin D. A., Uvarov N. F., Ishchenko A. V., Zyryanov V. V., Smirnova A. (2007) Synthesis and Properties of Nanocomposites with Mixed Ionic-Electronic Conductivity on the Basis of Oxide Phases with Perovskite and Fluorite Structures. *Glass Physics and Chemistry*, 33, 320–334. <https://doi.org/10.1134/s1087659607040049>.
4. Carolan M. F., Dyer P. N., Motika S. A. (1998) *Compositions Capable of Operating under High Oxygen Partial Pressures for Use in Solid-State Oxygen Producing Devices*. US Patent No 5817597.
5. Isupova L. A., Rogov V. A., Tsybulya S. V., Dovlitova L. S., Burgina E. B., Zaikovskii V. I., Sadykov V. A., Obyskalova E. A., Ischenko A. V., Orlovskaya N. (2006) Doped Ceria-LaMeO₃ (Me = Mn, Fe, Co) Nanocomposites: Synthesis via Mechanochemical Activation Route and Properties. *Materials Research Society Symposium Proceedings*, 885E, 83–88.
6. Siwach P. K., Pankaj Srivastava, Singh H. K., Asthana A., Matsui Y., Shripathi T., Srivastava O. N. (2009) Effect of Multielement Doping on Low-Field Magnetotransport in La_{0.7-x}Mm_xCa_{0.3}MnO₃ (0.0 ≤ x ≤ 0.45) Manganite. *Journal of Magnets and Magnetic Materials*, 321 (12), 1814–1820. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.11.108>.
7. Arun B., Akshay V. R., Geeta R. Mutta, Venkatesh Ch., Vasundhara M. (2017) Mixed Rare Earth Oxides Derived from Monazite Sand as an Inexpensive Precursor Material for Room Temperature Magnetic Refrigeration Applications. *Materials Research Bulletin*, 94, 537–543. <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2017.07.006>.
8. Golden S. J. (2010) *Mixed-Phase Ceramic Oxide Three Way Catalyst Formulations and Methods for Preparing the Catalysts*. US Patent No 7641875-B1.
9. Stephan K., Hackenberger M., Kießling D., Wendt G. (2004) Total Oxidation of Methane and Chlorinated Hydrocarbons on Zirconia Supported A_{1-x}Sr_xMnO₃ Catalysts. *Chemical Engineering and Technology*, 27 (6), 687–693. <https://doi.org/10.1002/ceat.200400042>.
10. Sadykov V., Borchert Y., Alikina G., Lukashevich A., Bunina R., Zabolotnaya G., Mezentseva N., Moroz E., Zaikovskii V., Zyuzin D., Uvarov N., Zyryanov V., Orlovskaya N. (2006) One Pot Synthesis of Mixed Ionic-Electronic Conducting Nanocomposites Comprised of Fluorite-Like and Perovskite-Like Phases as Catalytic Materials for SOFC. *Materials Research Society Symposium Proceedings*, 900E. P. 380–385.
11. Yaroslavl'tsev I. Yu., Bronin D. I., Vdovin G. K., Isupova L. A. (2012) Oxide Cathodes for Electrochemical Devices Made with the Use of a Nanostructured Composition Material. *Russian Journal of Electrochemistry*, 48 (10), 981–985. <https://doi.org/10.1134/s1023193512100138>.
12. Vengalis B., Rosa A. M., Devenson J., Šliužienė K., Lisauskas V., Oginskis A., Anisimovas F., Pyragas V. (2005) Investigation of Heterostructure Formed from Hole- and Electron-Doped Lanthanum Manganites. *Acta Physica Polonica, Ser. A*, 107 (2), 290–293. <https://doi.org/10.12693/aphyspola.107.290>.
13. Othmani S., Bejar M., Dhahri E., Hlil E. K. (2009) The Effect of the Annealing Temperature on the Structural and Magnetic Properties of the Manganites Compounds. *Journal of Alloys and Compounds*, 475 (1–2), 46–50. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.08.005>.
14. Varshney D., Mansuri I., Shaikh M. W., Kuo Y. K. (2013) Effect of Fe and Co Doping on Electrical and Thermal Properties of La_{0.5}Ce_{0.5}Mn_{1-x}(Fe, Co)_xO₃ Manganites. *Materials Research Bulletin*, 48 (11), 4606–4613. <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2013.07.062>.
15. Gamanovich N. M., Gorbunova V. A., Novikov G. I. (2001) Oxidation of Alcohol-Ammonia Mixtures in High-Temperature Fuel Cell with Various Electrodes. *Russian Journal of Applied Chemistry*, 74 (5), 746–749.
16. Gamanovich N. M., Gorbunova V. A., Lamotkin. A. I., Novikov G. I. (2001) High-Temperature Fuel Cell Operating on Products of Incomplete Charcoal Combustion. *Russian Journal of Applied Chemistry*, 74 (2), 335–337.
17. Kuo L. J. H., Singh P., Ruka R. J., Vasilow T. R., Bratton R. J. (1997) *Low Cost Stable Air Electrode Material for High Temperature Solid Oxide Electrolyte Electrochemical Cells*. Patent US No 5686198.
18. Krishnamurthy N., Gupta C. K. (2015) *The Rare Earths. Extractive Metallurgy of Rare Earths*. CRC Press, 1–84. <https://doi.org/10.1201/b19055>.
19. Ishchenko A. V. (2017) *Study of the Microstructure of Materials of Cathodes, Anodes and Electrolytes of Solid Oxide Fuel Cells by Transmission Electron Microscopy*. Novosibirsk (in Russian).
20. Kudrenko E. A. (2007) *Structural Rearrangements in Complex Rare-Earth Oxides Obtained From Amorphous Nano-Crystalline State*. Chernogolovka (in Russian).
21. Palguez S. F., Gilderman V. K., Zemtsov V. I. (1990) *High Temperature Oxide Electronic Conductor for Electrochemical Devices*. Moscow, Nauka. 197 (in Russian).
22. Kryuchkov Y. N. (1998) Special Features of Percolation Estimation of the Conductivity of Disperse and Bidisperse Systems. *Refractories and Industrial Ceramics*, 39 (5–6), 209–211. <https://doi.org/10.1007/bf02764275>.
23. Kryuchkov Y. N. (2000) Percolation Estimation of the Conductivity and Elasticity of Heterogeneous Two-Phase Systems. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 34, 281–285. <https://doi.org/10.1007/bf02755976>.
24. Voncken J. H. L. (2016) Recycling of Rare Earths, in: the Rare Earth Elements. *Springer Briefs in Earth Sciences*. Springer: Cham, Switzerland, 115–127. https://doi.org/10.1007/978-3-319-26809-5_7.

Received: 02.04.2020

Accepted: 09.06.2020

Published online: 30.11.2020

**Перечень статей, опубликованных
в журнале «Наука и техника» в 2020 г.**

ТЕМАТИЧЕСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Материалы 16-го Европейского автомобильного конгресса

Bogomolov V., Klimenko V., Leontiev D., Ryzhyh L., Smyrnov O., Kholodov M. Improving the Brake Control Effectiveness of Vehicles Equipped with a Pneumatic Brake Actuator (Богомолов В., Клименко В., Леонтьев Д., Рыжих Л., Смирнов О., Холодов М. К вопросу о повышении эффективности управления тормозами транспортных средств, оснащенных пневматическим тормозным приводом)	1
Gao H., Jézéquel L., Cabrol E., Vitry B. Robust Design of Suspension System with Polynomial Chaos Expansion and Machine Learning (Гао Х., Йезеквель Л., Каброль Э., Витри Б. Надежная конструкция подвески с полиномиальным хаотичным расширением и машинным обучением)	1
Dorofeev R., Tumasov A., Sizov A., Kocherov A., Meshkov A., Porubov D. Engineering of Light Electric Commercial Vehicle (Дорофеев Р., Тумасов А., Сизов А., Кочеров А., Мешков А., Порубов Д. Разработка легкого коммерческого электромобиля)	1
Kreis A., Hirz M. Optimized Data Exchange Process between Design and Production Engineering (Крайс А., Хирц М. Оптимизированный процесс обмена данными в период между проектированием и производством)	1
Maddumage W. U., Abeyasighe K. Y., Perera M. S. M., Attalage R. A., Kelly P. Comparing Fuel Consumption and Emission Levels of Hybrid Powertrain Configurations and a Conventional Powertrain in Varied Drive Cycles and Degree of Hybridization (Маддумаре В. У., Абеясиге К. И., Перера М. С. М., Атталаге Р. А., Келли П. Сравнение расхода топлива и уровня выбросов при обычной и гибридных конфигурациях трансмиссий с учетом циклов движения и степени гибридизации)	1
Cervera A. S. J., Alonso F. J., Garcia F. S., Alvarez A. D. Imitating a Safe Human Driver Behaviour in Roundabouts Through Deep Learning (Сервера А. С. Х., Алонсо Ф. Х., Гарсиа Ф. С., Альварес А. Д. Моделирование безопасного поведения водителя на перекрестках с помощью глубинного обучения)	1
Stężycki P., Kowalski M., Jankowski A., Slawinski Z. Laser Research of the Fuel Atomization Process of Internal Combustion Engines (Стенжицкий П., Ковальский М., Янковский А., Славинский З. Лазерное исследование процесса распыления топлива двигателей внутреннего сгорания)	1
Ufert M., Bäker B. Battery Ageing as Part of the System Design of Battery Electric Urban Bus Fleets (Уферт М., Бекер Б. Старение аккумуляторов как часть системы проектирования парков городских аккумуляторных электрических автобусов)	1
Cheng W., Wang Y. How to Make the Charging Simple, Convenient and Efficient (Ченг У., Ван И. Как сделать зарядку электромобиля простой, удобной и эффективной)	1

МАШИНОСТРОЕНИЕ

Вэньци Дай, Алексеев Ю. Г., Королёв А. Ю., Будницкий А. С. Пластическое деформирование и электрофизикохимическая обработка трубчатых медицинских концентраторов-волноводов	6
Гаркавенко А. С., Мокрицкий В. А., Маслов О. В., Соколов А. В. Природа деградации полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии. Теоретические предпосылки	4
Гаркавенко А. С., Мокрицкий В. А., Маслов О. В., Соколов А. В. Роль дислокаций в процессе деградации полупроводниковых лазеров с электронным накачиванием энергии. Экспериментальное исследование	6
Горбунова В. А., Слепнева Л. М., Горбунов А. В. Термохимическое получение и свойства экономичных полилантановидных манганитных материалов $\text{Ln}(\text{La}, \text{Ce}, \text{Nd}, \text{Pr})_x\text{Ca}_y\text{MnO}_3$ -типа с перовскитно-флюоритной структурой	
Киселев М. Г., Монич С. Г., Богдан П. С., Корчигин Д. Л., Ефименко В. В. Влияние режимов электроэрозионного модифицирования изношенной рабочей поверхности стоматологических фрез на восстановление ее режущей способности	4

Козерук А. С., Диас Гонсалес Р. О., Сухощкий А. А., Филонова М. И., Кузнецик В. О. Технологические особенности формообразования плоского инструмента для обработки аксиконов	4
Козерук А. С., Диас Гонсалес Р. О., Филонова М. И. Моделирование процесса формообразования плоской поверхности инструмента для обработки конических деталей	6
Константинов В. М., Ковальчук А. В. Износостойкие металлоидсодержащие покрытия на сталях, полученные термодиффузионным насыщением и вакуумным осаждением	6
Кохненко Н. С., Карпунин И. И., Кузьмич В. В. Исследование надежности основных узлов и устройств высекальных прессов для производства упаковки	4
Кудина А. В., Сокоров И. О. Коррозия – биотехническая система разрушения технических объектов, снижающая их качество и надежность	6
Kuharonak G. M., Kapskiy D. V., Berezun V. I. Ensuring Requirements for Emissions of Harmful Substances of Diesel Engines	
(Кухарёнок Г. М., Капский Д. В., Березун В. И. Обеспечение требований к выбросам вредных веществ дизелей)	4
Оковитый В. А., Пантелеенко Ф. И., Оковитый В. В., Асташинский В. М. Формирование плазменных порошковых покрытий из металлокерамики с последующим высокоэнергетическим модифицированием	6
Oikhova M., Roslavtsev D., Matviichuk O., Mykhalenko A. City Delivery Routes Planning Based on the Ant Colony Algorithm	
(Ольхова М., Рославцев Д., Матвийчук А., Михаленко А. Планирование маршрутизации по доставке товаров в городе на основе оптимизации муравьиного алгоритма)	4
Пантелеенко Ф. И., Данилов А. А. Классификация методов формообразования и синтез на ее основе схем обработки профильных моментопередающих поверхностей	4
Сернов С. П., Балохонов Д. В., Колонтаева Т. В., Исаев А. В. Адаптивный задний комбинированный фонарь транспортного средства с несменными источниками света	4
Филонова М. И., Диас Гонсалес Р. О., Сухощкий А. А., Козерук А. С., Семченко А. В. Технологические особенности процесса обработки конических линз	6
Czerepicki A., Choromański W., Kozłowski M., Kazinski A. Analysis of the Problem of Electric Buses Charging in Urban Transport	
(Черепицкий А., Хороманьский В., Козловский М., Козинский А. Анализ проблемы при зарядке электрических автобусов городского транспорта)	4
Szwaia S. Knock Reduction Measures in the Gas Fuelled Internal Combustion Engine	
(Швайя С. Меры по уменьшению стука в газовом двигателе внутреннего сгорания)	4
Шелег В. К., Жигалов А. Н., Богдан Д. Д. Исследование влияния аэродинамического звукового упрочнения на износ металлорежущих твердосплавных пластин с покрытиями	4
Шелег В. К., Леванцевич М. А., Пилипчук Е. В., Кравчук М. А., Богданович И. А., Богданова Т. Я. Легирование расплава подшипников скольжения на основе баббита	6

СТРОИТЕЛЬСТВО

Богославчик П. М., Евдокимов В. А. Расход твердого стока при размыве низового откоса грунтовой плотины	5
Босаков С. В. К решению контактной задачи для прямоугольной пластинки на упругом полупространстве	3
Босаков С. В., Скачёк П. Д. Действие сосредоточенной силы на 1/8 однородного изотропного пространства	5
Давыдов Е. Ю., Бондарович А. И. К расчету угловых сварных швов	5
Далидовская А. А., Пастушков В. Г. Защитные мероприятия при строительстве наземных сооружений над существующими подземными	5
Жолудь Н. И. Стратегии трансформации планировочной структуры городов-спутников Минской агломерации	5
Ковчур А. С., Шелег В. К., Жорник В. И., Ковалева С. А. Модифицирование керамического кирпича добавками неорганических техногенных продуктов водоподготовки ТЭЦ	3
Козунова О. В. Развитие теории расчета шарнирно соединенных балок на упругом основании	5
Коликов А. О., Пастушков Г. П. Конструкция одноуровневого станционного комплекса для применения технологии сквозной проходки	5
Круглов Г. Г., Линкевич Н. Н., Немеровец О. В. Фильтрация в обход подпорных гидротехнических сооружений	3

Khroustalev B. M., Veranko U. A., Zankavich V. V., Aliakseyeu Yu. G., Xuejun Yue, Shang Bo, Shi Jicun Structure Formation and Properties of Concrete Based on Organic Hydraulic Binders (Хрусталеv Б. М., Веранко В. А., Занкович В. В., Алексеев Ю. Г., Сюэцзюнь Юэ, Шан Бо, Ши Цзицунь Процессы структурообразования и свойства бетонов на органогидравлических вяжущих)	3
Ляхевич Г. Д., Гречухин В. А., Ляхевич А. Г., Рожанцев С. Ю. Теоретические аспекты, экспериментальные исследования и эффективность армирования бетона органическими волокнами	3
Михайлов В. И., Мысливчик Е. Ю. Картографическая экстраполяция как метод прогнозирования природных явлений и процессов	5
Молодед А. С. Экспериментальные исследования технологии усиления железобетонных колонн углеродными волокнами	5
Морозова Е. Б., Колесников А. А., Коршунова Н. Н., Долинина О. Е. Пространственная организация объектов энергетики: особенности и перспективы развития (на примере белорусской практики)	3
Осипов С. Н., Чик В. М. О стохастическом подходе к оценке долговечности железобетонных строительных элементов и конструкций при карбонизации бетона	3
Пшембаев М. К., Ковалев Я. Н., Яглов В. Н., Гиринский В. В. Способы борьбы с зимней скользкостью	3

ЭЛЕКТРОННЫЕ СИСТЕМЫ

Гулай А. В., Зайцев В. М. Интеллектуальная модель потенциальных рисков возникновения техногенной катастрофы	5
Makarych M. V., Porova Yu. B., Shved M. O. Electronic Lexicography: Traditional and Modern Approaches (Макарич М. В., Попова Ю. Б., Швед М. О. Компьютерная лексикография: традиционные и современные методологии)	5
Старосотников Н. О., Подскребкин И. В., Фёдорцев Р. В. Методика определения элементов внутреннего ориентирования многоматричных оптико-электронных аппаратов	5

ЭКОНОМИКА ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Близнюк О. С. Особенности современной инновационной среды Республики Беларусь	2
Володько В. Ф. Инновационные модели маркетинговой деятельности предприятия	2
Geraskina I. N., Goncharenko L. P. Concept and Methodological Aspects of Providing Balanced Innovative Development of Transportation System of the Russian Federation (Гераськина И. Н., Гончаренко Л. П. Концепт и методологические аспекты обеспечения сбалансированного инновационного развития транспортной системы Российской Федерации)	2
Ивуть Р. Б., Попов П. В., Лапковская П. И. Оценка влияния транспортно-логистической инфраструктуры регионов Республики Беларусь на ее социально-экономические показатели	2
Ковалев А. В., Громова М. А. Методика разработки стратегии на основе системы корпоративного обучения	2
Корсак Е. П., Надомин В. А. Энергосбережение как ключевой фактор повышения энергетической безопасности страны	2
Максимова Т. Г., Богданова Е. Л., Бровка Г. М. Исследование изменения роли ведущих университетов в национальной инновационной экосистеме при переходе к модели «Университет 4.0»	3
Месник Д. Н. Применение информационных технологий транспортными предприятиями: механизм майнинга криптовалюты на основе технологии блокчейн	2
Сергиевич Т. В. Стимулирование производства товаров интенсивного обновления	2
Солодовников С. Ю. Теоретико-методологические основы исследования сетевых механизмов инновационного развития в Республике Беларусь	2
Чечулин А. В., Кузнецов А. Л., Грахов В. П., Перфильева М. Б. Коммуникационные и маркетинговые технологии продвижения территорий: к вопросу о формировании профессионального рынка в России	2
Швайба Д. Н. Трендовые модели для анализа социально-экономической безопасности	2