

ВЕСЦІ

НАЦЫЯНАЛЬнай АКАДЭМІі НАВУК БЕЛАРУСІ

СЕРЫЯ ФІЗІКА-ТЭХНІЧНЫХ НАВУК. 2017. № 2

ИЗВЕСТИЯ

НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

СЕРИЯ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИХ НАУК. 2017. № 2

Журнал издается с января 1956 г.

Выходит 4 раза в год

Учредитель – Национальная академия наук Беларуси

Журнал зарегистрирован в Министерстве информации Республики Беларусь,
свидетельство о регистрации № 391 от 18 мая 2009 г.

*Входит в Перечень научных изданий Республики Беларусь
для опубликования результатов диссертационных исследований, включен в базу данных
Российского индекса научного цитирования (РИНЦ).*

Главный редактор

Петр Александрович Витязь – Президиум Национальной академии наук Беларуси

Редакционная коллегия

- | | |
|--------------------------|--|
| А. П. Ласковнѐв | – Президиум Национальной академии наук Беларуси (<i>заместитель главного редактора</i>) |
| И. А. Старостина | (<i>ведущий редактор журнала</i>) |
| А. В. Белый | – Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси |
| В. Г. Залесский | – Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси |
| А. Ф. Ильющенко | – Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии |
| Л. Г. Красневский | – Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси |
| Е. И. Марукович | – Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси |
| Н. К. Мышкин | – Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого
Национальной академии наук Беларуси |
| О. Г. Пенязьков | – Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси |

Ю. М. Плескачевский – Президиум Национальной академии наук Беларуси
В. М. Федосюк – Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению
М. Л. Хейфец – Президиум Национальной академии наук Беларуси
С. А. Чижик – Президиум Национальной академии наук Беларуси

Редакционный совет

С. Воденичаров – Институт металловедения, оборудования и технологий «Академик Ангел Балевский» с Центром по гидро- и аэродинамике Болгарской академии наук (Республика Болгария)
Ю. Гавлик – Комитет по машиностроению Польской академии наук, Краковская политехника имени Т. Костюшко (Республика Польша)
Г. Жинтялис – Литовская академия наук (Литовская Республика)
Б. Каталнич – Дунайско-Адриатическая Ассоциация по автоматизации и производству (DAAAM), Венский технический университет (Австрийская Республика)
В. В. Клубович – Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (Республика Беларусь)
А. А. Михалевич – Институт энергетики Национальной академии наук Беларуси (Республика Беларусь)
А. Г. Наумовец – Национальная академия наук Украины (Украина)
К. А. Солнцев – Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова (Российская Федерация)
Л. Танович – Белградский университет (Республика Сербия)
Б. М. Хрусталёв – Белорусский национальный технический университет (Республика Беларусь)

Адрес редакции:

ул. Академическая, 1, к. 119, 220072, г. Минск, Республика Беларусь.
Тел.: + 375 17 284-19-19; e-mail: ftvesti@mail.ru
vestift.belnauka.by

ИЗВЕСТИЯ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ.

Серия физико-технических наук. 2017. № 2.

Выходит на русском, белорусском и английском языках

Редактор *И. А. Старостина*

Компьютерная вёрстка *Л. И. Кудерко*

Подписано в печать 20.06.2017. Выход в свет 28.06.2017. Формат 60×84¹/₈. Бумага офсетная.

Печать цифровая. Усл. печ. л. 14,88. Уч.-изд. л. 16,4. Тираж 80 экз. Заказ 107.

Цена номера: индивидуальная подписка – 10,34 руб., ведомственная подписка – 25,29 руб.

Издатель и полиграфическое исполнение:

Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом «Беларуская навука».

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/18 от 02.08.2013. ЛП № 02330/455 от 30.12.2013. Ул. Ф. Скорины, 40, 220141, г. Минск, Республика Беларусь

© РУП «Издательский дом «Беларуская навука».

Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук, 2017

PROCEEDINGS OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS

PHYSICAL-TECHNICAL SERIES. 2017. No. 2

The Journal has been published since January 1956

Issued four times a year

Founded by the National Academy of Sciences of Belarus

The Journal was registered on May 18, 2009 by the Ministry of Information of the Republic of Belarus
in the State Registry of Mass Media, reg. No. 391

*The Journal is included in the List of Journals for Publication of the results of Dissertation Research
in the Republic of Belarus and in the database of Russian Science Citation Index (RSCI)*

Editor-in-Chief

Pyotr A. Vityaz – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus

Editorial Board

- | | |
|-----------------------------|--|
| A. P. Laskovnyov | – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus (<i>Associate Editor-in-Chief</i>) |
| I. A. Starostsina | (<i>lead editor</i>) |
| A. V. Byeli | – Physical-Engineering Institute of the National Academy of Sciences of Belarus |
| V. H. Zalesky | – Physical-Engineering Institute of the National Academy of Sciences of Belarus |
| A. F. Ilyuschenko | – State Scientific and Production Amalgamation of Powder Metallurgy |
| L. G. Krasnevski | – Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus |
| Eu. I. Marukovich | – Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus |
| N. K. Myshkin | – V. A. Biely Institute of Mechanics of Metal-Polymer Systems of the National Academy of Sciences of Belarus |
| O. G. Penyazkov | – A. V. Luikov Institute of Heat and Mass Transfer of the National Academy of Sciences of Belarus |
| Yu. M. Pleskachevsky | – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus |
| V. M. Fedosyuk | – Scientific and Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus |
| M. L. Kheiyfets | – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus |
| S. A. Chizhik | – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus |

Editorial Council

- | | |
|------------------------|--|
| S. Vodenicharov | – Institute of Metal Science, Equipment and Technologies “Acad. A. Balevski” with Hydro- and Aerodynamics Centre of Bulgarian Academy of Sciences (Republic of Bulgaria) |
| J. Gawlik | – Engineering Sciences Division of Polish Academy of Sciences, Tadeusz Kosciuszko Cracow University of Technology (Republic of Poland) |
| G. Žintelis | – Lithuanian Academy of Sciences (Republic of Lithuania) |
| B. Katalinic | – DAAAM International Vienna, TU Wien (Republic of Austria) |
| V. V. Klubovich | – Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (Republic of Belarus) |

- A. A. Mikhalevich** – Institute of Power of the National Academy of Sciences of Belarus (Republic of Belarus)
A. G. Naumovets – National Academy of Sciences of Ukraine (Ukraine)
K. A. Solntsev – A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of the Russian Academy of Sciences
(Russian Federation)
L. Tanovich – University of Belgrade (Republic of Serbia)
B. M. Khrustalyov – Belarusian National Technical University (Republic of Belarus)

Address of the Editorial Office:

*1, Akademicheskaya Str., room 119, 220072, Minsk, Republic of Belarus.
Tel.: + 375 17 284-19-19; e-mail: ftvesti@mail.ru
vestift.belnauka.by*

PROCEEDINGS OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS.

Physical-technical series. 2017. No. 2.

Printed in Russian, Belarusian and English languages

Editor *I. A. Starostina*

Computer imposition *L. I. Kudzerka*

It was sent of the press 20.06.2017. Appearance 28.06.2017. Format 60×84¹/₈. Offset paper.
Digital press. Printed pages 14,88. Publisher's signatures 16,4. Circulation 80 copies. Order 107.
Number price: individual subscription – 10,34 BYN, departmental subscription – 25,29 BYN.

Publisher and printing execution:

Republican Unitary Enterprise "Publishing House "Belaruskaya Navuka".
Certificate on the state registration of the publisher, manufacturer, distributor of printing editions
No. 1/18 dated August 2, 2013. License for the press No. 02330/455 dated December 30, 2013.
Address: 40, F. Scorina Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus.

© RUE "Publishing House "Belaruskaya Navuka".
Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series, 2017

ISSN 0002-3566 (print)

СОДЕРЖАНИЕ**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ**

Ильющенко А. Ф., Андреев М. А., Маркова Л. В., Лисовская Ю. О. Применение метода просвечивающей электронной микроскопии для оценки формирования ионно-лучевых многослойных наноструктурных покрытий на основе хрома	7
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Наноструктурные процессы при плавке и литье силуминов	15
Грабчиков С. С., Ластовский С. Б., Солобай А. А., Труханов А. В., Чушкова Д. И. Особенности синтеза многослойных структур на основе электролитически осажденных пленок никель-железо и эффективность их радиационной защиты	23
Василец В. К., Хмыль А. А., Кушнер Л. К., Кузьмар И. И. Влияние режима электролиза на образование «усов» в покрытиях на основе олова	30
Вершина Г. А., Реут Л. Е. Упругопластический изгиб фторопластовой ленты при сворачивании в кольцо	40
Артамонов А. М. Численное моделирование процессов конденсации тонких пленок и предпроизводственный анализ линейных перестраиваемых фильтров	49

МАШИНОСТРОЕНИЕ, МЕХАНИКА

Витязь П. А., Хейфец М. Л., Чижик С. А. «Индустрия 4.0»: от информационно-коммуникационных и аддитивных технологий к самовоспроизведению машин и организмов	54
Акулович Л. М., Сергеев Л. Е., Сенчуров Е. В. Особенности магнитно-абразивной обработки штоков цилиндров	73
Баштовой В. Г., Кужир П. П., Зубарев А. Ю., Мороз В. С. Диффузия и магнитофорез в нанодисперсных магнитных жидкостях с фазовым переходом	78

ЭНЕРГЕТИКА, ТЕПЛО- И МАССООБМЕН

Казазян В. Т., Лукашевич Л. Г., Малыхин А. П., Рымарчик И. А. О роли отечественной науки в развитии атомной энергетики в Республике Беларусь	88
Комар Д. И., Лукашевич Р. В., Гузов В. Д., Кутень С. А. Источник захватного гамма-излучения с энергиями до 7 МэВ и до 10 МэВ на основе поверочной установки нейтронного излучения	96
Ахрамович А. П., Войтов И. В., Колос В. П. Динамическая модель скоростной фильтрации теплоносителя в слое микротвэлов	104

ДИАГНОСТИКА И БЕЗОПАСНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ СИСТЕМ

Ольшанский В. И., Довыденкова В. П., Худолеев А. Ф., Дмитракович Н. М. Оптимизация состава полимерной композиции и параметров технологического процесса для термогерметизации специальной защитной одежды пожарных	116
---	-----

УЧЕНЫЕ БЕЛАРУСИ

Михаил Львович Хейфец (К 55-летию со дня рождения)	126
---	-----

CONTENTS**MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY**

Ilyushchenko A. Ph., Andreev M. A., Markova L. V., Lisovskaya Y. O. Application of TEM for evaluation of formation of ion beam multilayer nanostructured coatings based on chromium.....	7
Marukovich E. I., Stetsenko V. Y. Nanostructural processes at melting and moulding of silumins.....	15
Grabchikov S. S., Lastovskii S. B., Solobai A. A., Trukhanov A. V., Chushkova D. I. Synthesis features and radiation protection efficiency of multilayer structures based on Ni-Fe electrodeposited films	23
Vasilets V. K., Khmyl A. A., Kushner L. K., Kuzmar I. I. The effect of electroplating parameters on tin “whiskers” formation.....	30
Vershina G. A., Reut L. E. Elasto-plastic bending of a fluoroplastic tape at bending in a ring	40
Artamonov A. M. Numerical simulation of thin film condensation processes and pre-production analysis of linear variable filters	49

MECHANICAL ENGINEERING, MECHANICS

Vitiaz P. A., Kheifetz M. L., Chizhik S. A. “Industry 4.0”: from information and communication and additive technologies to self-reproduction of machines and organisms	54
Akulovich L. M., Sergeev L. E., Senchurov E. V. Particularities of magnetic-abrasive machining of rods of hydraulic cylinders	73
Bashtovoi V. G., Kuzhir P. P., Zubarev A. Yu., Moroz V. S. Diffusion and magnetophoresis in nanodispersed magnetic fluids with phase transition	78

POWER ENGINEERING, HEAT AND MASS TRANSFER

Kazazyan V. T., Lukashevich L. G., Malykhin A. P., Rymarchyk I. A. On the role of native science in the development of nuclear energy in the Republic of Belarus.....	88
Komar D. I., Lukashevich R. V., Guzov V. D., Kutsen S. A. A source of neutron capture gamma-ray with energy to 7 MeV and to 10 MeV based on neutron calibration facility.....	96
Akhramovich A. P., Voitov I. V., Kolos V. P. Dynamic model of rapid coolant filtration through a bed of micro fuel particles	104

DIAGNOSTICS AND SAFETY OF TECHNICAL AND ENVIRONMENT SYSTEMS

Olshansky V. I., Dovydenkova V. P., Hudoleev A. F., Dmitrakovich N. M. Optimization of a mixture of polymeric composition and parameters of technological process for thermo-sealing of special protective clothes for fireman	116
---	-----

SCIENTISTS OF BELARUS

Mikhail Lvovich Kheifetz (On his 55 th birthday)	126
--	-----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ
MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY

УДК 621/793.14

Поступила в редакцию 20.01.2017

Received 20.01.2017

А. Ф. Ильющенко¹, М. А. Андреев², Л. В. Маркова¹, Ю. О. Лисовская¹

¹*Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

²*Обособленное хозяйственное структурное подразделение «Институт сварки и защитных покрытий»
Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

**ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ
ДЛЯ ОЦЕНКИ ФОРМИРОВАНИЯ ИОННО-ЛУЧЕВЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНО-
СТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ХРОМА**

Целью данной работы является изучение механизма формирования монослоя в многослойном ионно-лучевом наноструктурном покрытии методом просвечивающей электронной микроскопии, а также разработка модели формирования и роста монослоя при ионно-лучевом распылении мишени с ионным ассистированием подложки.

Для исследования механизма формирования и роста монослоя в покрытии была разработана методика препарирования образцов для их последующего изучения с использованием электронного микроскопа Tescan MIRA (Чехия), позволяющего получить изображения поверхности исследуемого объекта с высоким разрешением, особенно при низких ускоряющих напряжениях. Для исследования тонких пленок метод просвечивающей электронной микроскопии используется гораздо чаще, чем сканирующей, поэтому разработана приставка, позволяющая получать изображения в проходящих электронах – ТЕ-детектор для исследования методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM – Scanning Transmission Electron Microscopy).

При изучении монослоев методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием ТЕ-детектора предложен механизм формирования монослоя в многослойном ионно-лучевом наноструктурном покрытии, состоящий из следующих этапов: адсорбция частиц хрома на поверхности подложки; поверхностная диффузия к ступени винтовой дислокации; 2D-рост монослоя хрома (формирование 2D-террас) из 2D-островков; 2D→3D-переход – переход в режим роста трехмерных островков (3D-рост) по механизму Странского – Крастанова.

Разработана модель формирования и роста монослоя при ионно-лучевом распылении мишени с ионным ассистированием подложки.

Ключевые слова: многослойное наноструктурное покрытие, ионно-лучевое покрытие, механизм Странского – Крастанова, когерентный островок, метод сканирующей просвечивающей электронной микроскопии

A. Ph. Ilyushchenko¹, M. A. Andreev², L. V. Markova¹, Y. O. Lisovskaya¹

¹*Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

²*Institute of Welding and Protective Coatings of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

**APPLICATION OF TEM FOR EVALUATION OF FORMATION OF ION BEAM MULTILAYER
NANOSTRUCTURED COATINGS BASED ON CHROMIUM**

The aim of the work is to study a mechanism of formation of a monolayer in a multilayered ion beam nanostructured coating by transmission electron microscopy (TEM), and a model of formation and growth of a monolayer by ion beam sputtering of target substrate with an ion assisting.

To investigate the mechanism of formation and growth of monolayer in the coating a technique of sample preparation was developed for further study using electron microscopy Tescan MIRA (Czech Republic), allowing to obtain image surface of an object with high resolution, especially at low accelerating voltages. For the study of thin films, transmission electron microscopy is used much more frequently than scanning, so a console has been designed that allows to obtain images in the passing electrons – TE detector for study by scanning transmission electron microscopy (STEM – Scanning Transmission Electron Microscopy).

During study of monolayers by transmission electron microscopy using a TE detector, a mechanism of the formation of monolayer in multilayer ion-beam nanostructured coating has been proposed, consisting of the following steps: the adsorption

of chromium particles on the substrate surface; surface diffusion to the stage of a screw dislocation; 2D-growth of chromium monolayer (2D-formation terraces) of 2D-islands; 2D→3D transition – the transition to three-dimensional island growth mode (3D-growth) by the mechanism of Stransky – Krastanow.

The model of formation and growth of monolayer under ion-beam sputtering of a target with ion-assisted substrate has been developed.

Keywords: multilayer nanostructured coating, ion beam coating, mechanism of Stransky – Krastanow, a coherent island, scanning transmission electron microscopy method

Введение. Особенности роста пленок толщиной около 10 нм к настоящему времени почти не изучены. Несмотря на достаточное количество теоретических работ, экспериментальные данные получены лишь для образцов, имеющих атомарную гладкость.

При осаждении одного материала на подложку из другого материала возможны три механизма гетероэпитаксиального роста поверхностных структур в зависимости от параметров этих материалов [1].

Основные механизмы, реализующиеся в процессе гетероэпитаксиального роста, представлены на рис. 1. В случае, когда параметры кристаллических решеток подложки и осаждаемого материала совпадают и в растущей пленке не возникают механические напряжения, механизм эпитаксиального роста зависит от поверхностных энергий подложки, осаждаемого материала и энергии гетерограницы. Если поверхностная энергия подложки больше поверхностной энергии осаждаемого материала и энергии гетерограницы, то происходит послойный рост по механизму Франка – ван дер Мерве. При этом двумерный рост пленки приводит к уменьшению суммарной энергии системы за счет уменьшения поверхностной энергии. Если же выполняется обратное соотношение: поверхностная энергия подложки меньше поверхностной энергии осаждаемого материала и энергии гетерограницы, то происходит островковый трехмерный рост по механизму Вольмера – Вебера.

В гетеросистемах, растущих по механизму Странского – Крастанова, выполняется соотношение, при котором поверхностная энергия подложки больше поверхностной энергии осаждаемого материала и энергии гетерограницы, но постоянные кристаллических решеток осаждаемого материала и подложки различны. На начальном этапе роста по механизму Странского – Крастанова осаждаемый материал образует однородный «смачивающий» слой, что приводит к уменьшению суммарной энергии системы. Однако при дальнейшем увеличении количества осаждаемого материала происходит рост энергетического слагаемого, связанного с упругими напряжениями, которые вызваны рассогласованием кристаллических решеток пленки и подложки. С определенной толщины рост двумерной бездефектной пленки становится энергетически невыгоден, так как необходимо уменьшение этого слагаемого за счет релаксации упругих напряжений. Существуют два основных механизма релаксации упругих напряжений в пленке. Согласно первому

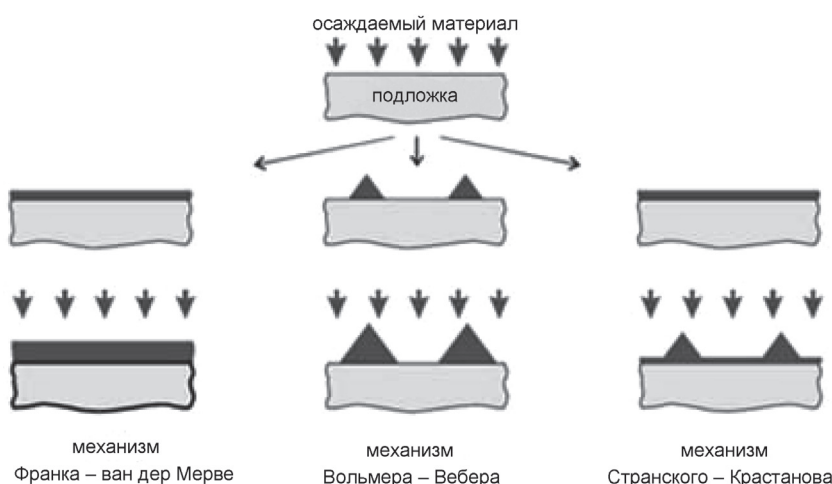


Рис. 1. Основные механизмы гетероэпитаксиального роста

Fig. 1. Basic mechanisms of heteroepitaxial growth

из них, классическому механизму роста Странского – Крастанова, рост бездефектной однородной пленки происходит до толщины, при которой накопленной упругой энергии достаточно для преодоления энергетического барьера формирования дислокации несоответствия. Второй механизм релаксации упругих напряжений (когерентный рост по механизму Странского – Крастанова) связан с тем, что при некоторой толщине пленки, меньшей, чем толщина, необходимая для образования дислокаций несоответствия, частичное снятие упругих напряжений может происходить за счет развития шероховатости поверхности растущей пленки. При этом механизме роста частичная релаксация упругих напряжений материала на вершинах шероховатостей приводит к уменьшению части энергии системы, связанной с упругими напряжениями [1–5].

Целью данной работы является изучение механизма формирования монослоя в многослойном ионно-лучевом наноструктурном покрытии (МНП) методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), а также разработка модели формирования и роста монослоя при ионно-лучевом распылении мишени с ионным ассистированием подложки.

Материал и методика исследования. Для исследования механизма формирования и роста монослоя в покрытии была разработана методика препарирования образцов для их последующего изучения с использованием электронного микроскопа Tescan MIRA (Чехия), позволяющего получить изображения поверхности исследуемого объекта с высоким разрешением, особенно при низких ускоряющих напряжениях. Для исследования тонких пленок метод просвечивающей электронной микроскопии используется гораздо чаще, чем сканирующей. Tescan разработал специальное устройство позволяющее получать изображения в проходящих электронах – Transmission Electron Detector (ТЕ-детектор). ТЕ-детектор используют для исследования методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM – Scanning Transmission Electron Microscopy). Детектор размещается на стандартном столике образцов микроскопа и позволяет получать изображения такие же, как на просвечивающем электронном микроскопе, но со всеми преимуществами сканирующего электронного микроскопа. Исследования проводили в темном и светлом полях при ускоряющем напряжении 30 кВ.

На первоначальном этапе на предметные сетки (grid), представляющие собой медные заготовки диаметром 3 мм, наносили пленки из аморфного углерода, сформированные при помощи электрической дуги в вакууме 10^{-4} – 10^{-5} мм рт. ст. Пленки напыляли на поверхность монокристалла NaCl, растворимость в воде которого позволяет легко отделить пленку аморфного углерода от поверхности монокристалла путем медленного погружения в дистиллированную воду под определенным углом. Всплывшую углеродную пленку вылавливали и погружали на предметную сетку.

Предметные сетки с углеродной пленкой помещали в установку для нанесения покрытия и формировали необходимые для исследования монослои. Для изучения был выбран монослой хрома с добавкой ультрадисперсных алмазов (УДА), монослой хрома с добавкой MoS_2 и блок покрытия, состоящий из четырех пленочных монослойных покрытий толщиной примерно 10 нм. Все покрытия наносили на основу – угольную пленку, расположенную на предметной сетке из меди. Покрытия формировали на модернизированной вакуумной установке нанесения упрочняющих покрытий УВНИПА-1-001 (УРМЗ.239.070) производства ПО «Кварц» (г. Калининград, РФ) методом ионно-лучевого распыления, описанного в [6, 7].

Результаты и их обсуждение. Рассмотрен процесс формирования монослоя хрома в условиях ионно-лучевого осаждения на поверхности стали Р6М5. Рассогласование кристаллических решеток хрома и железа составляет менее 1 % ($a_{\text{Fe}} = 2,87 \cdot 10^{-10}$ м (или 0,287 нм), $a_{\text{Cr}} = 2,89 \cdot 10^{-10}$ м (или 0,289 нм)), поэтому можно предположить рост пленки по механизму послойного роста Франка – ван дер Мерве. Однако экспериментальные данные указывают на то, что происходит смешанный рост пленки по механизму Странского – Крастанова.

Изменение общей энергии системы, образуемой рассогласованными кристаллическими решетками, в зависимости от продолжительности нанесения материала схематически показано на рис. 2 [2]. Скорость нанесения материала мала для проявления динамических эффектов.

Материал мишени, подвергающийся сжатию на подложке, наносится с постоянной скоростью вплоть до момента времени, обозначенного X . Различимы три основных периода, обозначенные A , B и C . В начальный период A послойным ростом формируется двумерная эпитаксиальная

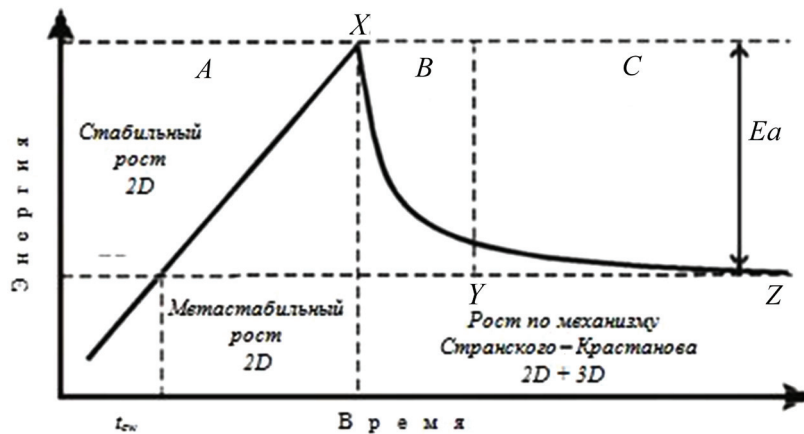


Рис. 2. Изменение полной энергии эпитаксиальной структуры, растущей в режиме Странского – Крастанова
 Fig. 2. Change in the total energy of the epitaxial structure, growing by the mechanism of Stransky – Krastanow

пленка [2, 3]. На данном этапе отсутствует необходимость возникновения зародышей и процесс состоит из следующих стадий:

- адсорбция частиц хрома на поверхности подложки в виде адатомов;
- поверхностная диффузия адатомов к ступени винтовой дислокации.

Тем самым реализуется спиральный механизм роста, который характерен для подложек с выходами дислокации на поверхность. Выход винтовой дислокации создает на поверхности подложки ступень с изломом, не исчезающую в процессе ее спиралевидного застраивания. Наличие неисчезающей ступени делает ненужным образование зародышей, так что рост осуществляется при любых, даже очень малых пересыщениях. Происходит 2D-рост монослоя хрома на поверхности стали Р6М5. Поверхность подложки идеально смочена наносимым материалом. Однако из-за наличия рассогласования кристаллических решеток растущая пленка хрома на поверхности стали Р6М5 имеет упругие напряжения сжатия (рис. 3).

Упругие напряжения линейно возрастают с увеличением объема наносимого материала. В момент времени $t_{кр}$ смачивающий слой достигает критической толщины, когда послойный рост становится метастабильным. При дальнейшем поступлении материала создаются условия, при которых сплошной эпитаксиальный слой готов к разрыву и переходу в режим роста трехмерных островков (3D-рост) по механизму Странского – Крастанова. Именно формирование трехмерных когерентных самоформирующихся островков приводит к частичной релаксации упругих напряжений сжатия в пленке хрома. Временной диапазон существования метастабильного состояния определяется высотой энергетического барьера для этого перехода Ea . Период B , представляющий 2D→3D-переход, то есть фрагментацию суперкритического смачивающего слоя, начинается, когда накопленной упругой энергии становится достаточно для преодоления энергетического барьера этого перехода в момент времени X . Предполагается, что, уже начавшись, 2D→3D-переход может продолжаться без дальнейшего поступления материала, используя материал, запасенный в суперкритическом смачивающем слое. Период B включает две стадии – зарождение островков и их последующий рост.

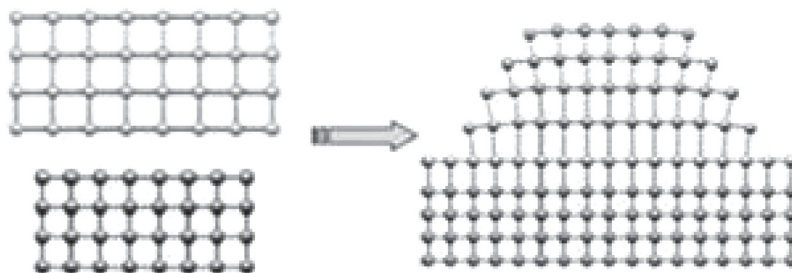


Рис. 3. Релаксация упругих напряжений при росте по механизму Странского – Крастанова
 Fig. 3. The relaxation of elastic stresses during the growth mechanism of Stransky – Krastanow

Флуктуации толщины пленки или напряжений по поверхности подложки приводят к зарождению островков в определенных местах. Толщина смачивающего слоя, при которой начинается спонтанное зарождение островков, зависит от рассогласования параметров решеток материалов, а также от наносимого материала и анизотропии свойств подложки. По данным [2, 5], эта величина составляет 0,5–1,0 нм. Стадия зарождения определяет поверхностную плотность островков. Образование первого сверхкритического зародыша немедленно приводит к фрагментации всего смачивающего слоя.

Предполагаемое распределение напряжений в окрестности когерентных островков показано на рис. 4.

Поверхность когерентного островка (КО) благоприятна для понижения напряжений, максимальная величина которых – у границы с подложкой. Благодаря релаксации напряжений в объеме КО на поверхности они минимальны.

Дальнейший рост когерентных островков в пределах периода C происходит по механизму дозревания.

На рис. 5, 6 представлены результаты исследования образца монослоя хрома с УДА и хрома с MoS_2 толщиной ~ 10 нм, полученные методом просвечивающей

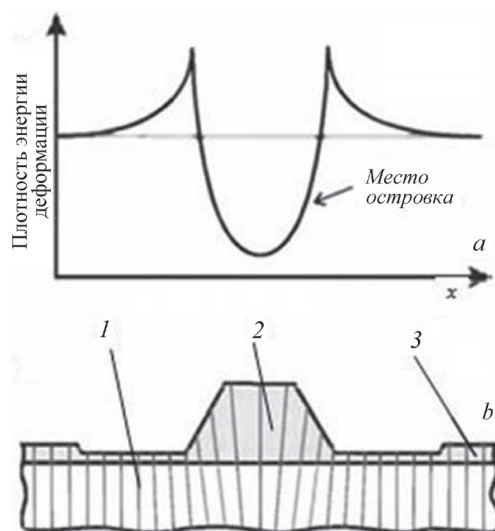


Рис. 4. Локальное напряжение на границе с подложкой (a) и деформация решетки в когерентном островке (КО) (b): 1 – сжатая область; 2 – релаксированная область; 3 – смачивающий слой
Fig. 4. Local voltage at the interface with the substrate (a) and the lattice deformation in a coherent island (CI) (b): 1 – compressed area; 2 – relaxed area; 3 – wetting layer

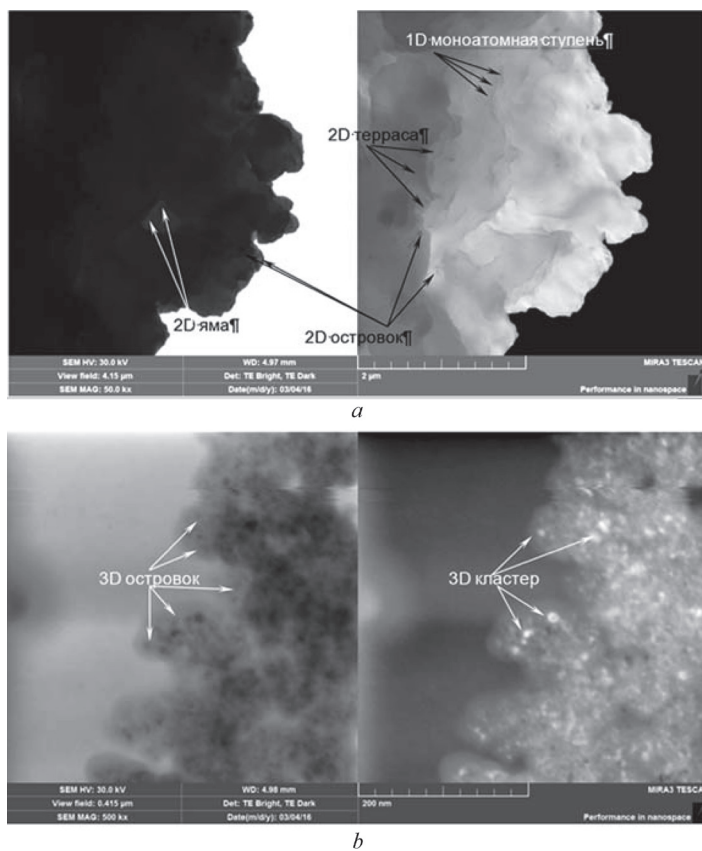


Рис. 5. Изображения, полученные методом просвечивающей микроскопии в светлом и темном полях образца монослоя хрома с УДА толщиной ~ 10 нм: a – $\times 50\,000$; b – $\times 500\,000$

Fig. 5. Images obtained by transmission electron microscopy in the bright and dark field sample monolayer chromium UDD thickness of ~ 10 nm: a – $\times 50\,000$; b – $\times 500\,000$

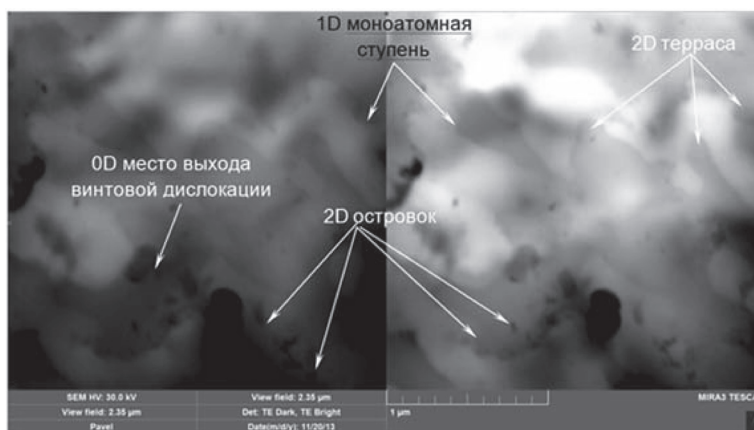


Рис. 6. Образец монослоя хрома с дисульфидом молибдена толщиной ~ 10 нм (изображение получено методом просвечивающей микроскопии в темном/светлом поле)

Fig. 6. Sample monolayer of chromium with molybdenum disulfide with thickness of ~ 10 nm (image is obtained by transmission electron microscopy in a dark / bright field)

микроскопии в светлом и темном полях. На фотографиях видны ступени послойного 2D-роста пленки (2D-террасы), образующиеся в месте выхода винтовой дислокации. Отмечено, что вблизи моноатомных ступеней сформировались зоны обеднения, где зарождения 2D-островков не произошло. Это связано с тем, что взаимодействие диффундирующих по поверхности атомов хрома со ступенями приводит к встраиванию атомов в них и подавлению зарождения 2D-островков в данных областях.

Дальнейшее поступление материала мишени обуславливает рост и коалесценцию 2D-островков и, соответственно, формирование нового слоя, ограниченного моноатомной ступенью. Формирование КО (рост пленки по механизму Странского – Крастанова) приводит к образованию наноструктуры, в которой КО, находящиеся в покровном 2D-слое хрома, прекращают свой рост при технологической смене режима распыления, образуя нанозерна в пределах одного монослоя.

При формировании монослоев из композиционных мишеней (хром с добавкой УДА, хром с дисульфидом молибдена), имеющих в своем составе соединения с ковалентной связью, помимо релаксации напряжений по вышеописанным механизмам, возникает возможность релаксации упругих напряжений сжатия за счет переноса из мишени в растущую пленку трехмерных когерентных кластерных соединений (УДА- и MoS_2 -кластеров).

Данные 3D-кластеры формируются на границе роста моноатомной ступени хрома. В случае дополнительного стимулирования растущего монослоя в покрытии ионами аргона при ионном ассистировании более полно реализуется склонность наноструктур к образованию КО за счет увеличения подвижности атомов.

На рис. 7 представлено полученное методом сканирующей микроскопии изображение образца блока покрытия, состоящего из четырех монослоев. На фотографии можно различить зеренное строение покрытия, причем размер зерен не превышает 10 нм.

Заключение. При изучении монослоев, сформированных методом ионно-лучевого распыления, с использованием ТЕ-детектора предложен механизм роста пленок, состоящий из следующих этапов:

адсорбция частиц хрома на поверхности подложки;

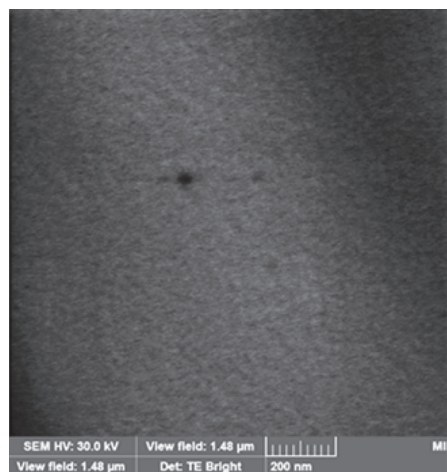


Рис. 7. Образец блока покрытия, состоящего из четырех монослоев (изображение получено методом просвечивающей микроскопии в светлом поле)

Fig. 7. A sample of the coating unit, consisting of four monolayers (the image is obtained by transmission electron microscopy in bright field)

поверхностная диффузия к ступени винтовой дислокации;
 2D-рост монослоя хрома (формирование 2D-террас) из 2D-островков;
 2D→3D-переход – переход в режим роста трехмерных островков (3D-рост) по механизму Странского – Крастанова.

Данный механизм подтвержден экспериментальными исследованиями. Полученные результаты в дальнейшем могут быть использованы для оптимизации технологии формирования ионно-лучевых многослойных наноструктурных покрытий на основе хрома.

Список использованных источников

1. Лобанов, Д. Н. Рост Ge(Si) самоформирующихся наноструктур на подложках Si(001) методом молекулярно пучковой эпитаксии : электр. метод. пособие [Электронный ресурс] / Д. Н. Лобанов, А. В. Новиков, М. В. Шалеев. – Режим доступа: <http://www.pnn.unn.ru/User Files/manuals/GeSi.pdf> – Н. Новгород: ННГУ, 2010.
2. Борисенко, В. Е. Нанoeлектроника : в 3 ч. / В. Е. Борисенко, А. И. Воробьева. – Минск: БГУИР, 2003. – Ч. 2: Нанотехнология. – 76 с.: ил.
3. In situ growth of nano-structures by metal-organic vapour phase epitaxy / W. Seifer [et al.] // J. Crystal Growth. – 1997. – Vol. 170, N 1–4. – P. 39–46.
4. Пичугин, В. Ф. Материаловедение поверхности и тонких пленок / В. Ф. Пичугин. – Томск: Изд-во ТПУ, 2008. – 173 с.
5. Baskaran, A. Mechanisms of Stranski–Krastanov growth / A. Baskaran, P. Smereka // J. Appl. Phys. – 2012. – Vol. 111, N 4. – P. 044321-1 – 044321-6.
6. On the properties of PVD coating based on nanodiamond and molybdenum disulfide nanolayers and its efficiency when drilling of aluminum alloy / A. Ilyuschenko [et al.] // Surface & Coatings Technology. – 2015. – Vol. 270. – P. 190–196.
7. Многослойные наноструктурные покрытия, сформированные методом ионно-лучевого распыления в вакууме / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2013. – № 2. – С. 10–21.

References

1. Lobanov D. N., Novikov A. V., Shaleev M. V. *The growth of Ge(Si) self-assembled nanoislands on Si(001) substrates by molecular beam epitaxy*. Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod State University named after N. I. Lobachevsky, 2010. – Available at: <http://www.pnn.unn.ru/UserFiles/manuals/GeSi.pdf> (in Russian).
2. Borisenko V. E., Vorob'eva A. I. *Nanoelectronics. Part 2: Nanotechnology*. Minsk, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, 2003. 76 p. (in Russian).
3. Seifer W., Carlsson N., Johansson J., Pistol M.-E., Samuelson L. In situ growth of nano-structures by metal-organic vapour phase epitaxy. *Journal of Crystal Growth*, 1997, vol. 170, no. 1–4, pp. 39–46. Doi: 10.1016/s0022-0248(96)00518-0
4. Pichugin V. F. *Material science of surfaces and thin films*. Tomsk, Publishing house of the Tomsk Polytechnic University, 2008. 173 p. (in Russian).
5. Baskaran A., Smereka P. Mechanisms of Stranski–Krastanov growth. *Journal of Applied Physics*. 2012, vol. 111, no. 4, pp. 044321-1 – 044321-6. Doi: 10.1063/1.3679068
6. Ilyuschenko A., Feldshtein E., Lisovskaya Y., Markova L., Andreyev M., Lewandowski A. On the properties of PVD coating based on nanodiamond and molybdenum disulfide nanolayers and its efficiency when drilling of aluminum alloy. *Surface & Coatings Technology*, 2015, vol. 270, pp. 190–196. Doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.004
7. Ilyuschenko A. F., Andreyev M. A., Markova L. V., Lisovskaya Y. O. Multilayered nanostructured coverings generated by a method of ion beam sputtering in vacuum. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2013, no 2, pp. 10–21 (in Russian).

Информация об авторах

Ильющенко Александр Федорович – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, директор, Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Alexil@mail.belpak.by

Андреев Михаил Анатольевич – кандидат физико-математических наук, директор, Обособленное хозяйственное структурное подразделение «Институт сварки и защитных покрытий» (ул. Платонова, 12Б, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: andreyev.mikhail@gmail.com

Information about the authors

Ilyuschenko Alexandre Phedorovich – Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Director, Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: Alexil@mail.belpak.by

Andreyev Mikhail Anatol'evich – Ph. D. (Physics and Mathematics), Director, Separate Self-Supporting Structural Subdivision “Institute of Welding and Protective Coatings” (12B, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: andreyev.mikhail@gmail.com

Маркова Людмила Владимировна – кандидат технических наук, заведующая отделением № 4 (начальник Испытательного центра), Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: iscentr@tut.by

Лисовская Юлия Олеговна – заведующая группой химико-спектрального анализа, Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: lisovskayauliya@hotmail.com

Для цитирования

Применение метода просвечивающей электронной микроскопии для оценки формирования ионно-лучевых многослойных наноструктурных покрытий на основе хрома / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 7–14.

Markova Ludmila Vladimirovna – Ph. D. (Engineering), Head of Division “Material Research & Testing” (Chief of Accredited Test Center), Institute of Powder Metallurgy of the National Academy of Sciences of Belarus (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: iscentr@tut.by

Lisovskaya Yuliya Olegovna – Head of the Group of Chemical and Spectral Analysis, Institute of Powder Metallurgy of the National Academy of Sciences of Belarus (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: lisovskayauliya@hotmail.com

For citation

Ilyushchenko A. Ph., Andreev M. A., Markova L. V., Lisovskaya Y.O. Application of tem for evaluation of formation of ion beam multilayer nanostructured coatings based on chromium. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnych navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 7–14 (in Russian).

Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко

Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси, Могилев, Беларусь

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ПЛАВКЕ И ЛИТЬЕ СИЛУМИНОВ

Существующие теории жидкого состояния, кристаллизации и модифицирования не позволяют определить наноструктурные физико-химические механизмы плавки и литья силуминов. Чтобы исследовать тонкую структуру этих процессов, необходимо считать расплав состоящим из термодинамически стабильных нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В результате проведенных исследований показано, что плавка и литье силуминов являются сложными наноструктурными процессами. При плавке и литье доэвтектического силумина определяющую роль играют центры кристаллизации первичных кристаллов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Значение модификаторов сводится к поглощению растворенного водорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов алюминия в центры кристаллизации первичных кристаллов алюминия. В процессах плавки и литья эвтектического силумина главенствуют центры кристаллизации эвтектических кристаллов алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Роль модифицирующего флюса сводится к образованию натриевой эмульсии, на которой происходит выделение пузырьков водорода при эвтектической кристаллизации. Это способствует разветвлению кристаллов алюминия и получению модифицированной эвтектической микроструктуры. В процессах плавки и литья заэвтектического силумина определяющее значение приобретают центры кристаллизации первичных кристаллов кремния, нанокристаллы кремния, растворенный и адсорбированный кислород. В этом случае роль модификаторов сводится к уменьшению концентрации адсорбированного кислорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов кремния в центры кристаллизации первичных кристаллов кремния.

Ключевые слова: плавка, литье, силумины, модифицирование, нанокристаллы, центры кристаллизации, наноструктурные процессы

E. I. Marukovich, V. Y. Stetsenko

Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus

NANOSTRUCTURAL PROCESSES AT MELTING AND MOULDING OF SILUMINS

The existing theories of liquid state, crystallization and modifying don't allow determining nanostructural physical and chemical mechanisms of melting and casting of silumins. To research thin structure of these processes, it is necessary to consider fusion as consisting of thermodynamic stable nanocrystals of phases and unstructured atomized zones. As a result of the conducted researches it is shown that melting and casting of silumins are complicated nanostructural processes. During melting and casting of hypoeutectic silumin the determining role is played by centers of crystallization of primary crystals of aluminum, aluminum nanocrystals, the dissolved and adsorbed hydrogen. The role of modifiers comes down to absorption of dissolved hydrogen and an intensification of process of coagulation of nanocrystals of aluminum in the centers of crystallization of primary crystals of aluminum. At processes of melting and casting of eutectic silumin the major role is played by the centers of crystallization of the eutectic crystals of aluminum, the dissolved and adsorbed hydrogen. The role of the modifying flux comes down to formation of a sodium emulsion on which there is an allocation of bubbles of hydrogen in case of the eutectic crystallization. It promotes a branching of crystals of aluminum and receipt of the modified eutectic microstructure. At processes of melting and casting of hypereutectic silumin the determining role is played by the centers of crystallization of primary crystals of silicon, silicon nanocrystals, dissolved and adsorbed oxygen. In this case the role of modifiers comes down to reduction of concentration of the adsorbed oxygen and an intensification of process of coagulation of nanocrystals of silicon in the centers of crystallization of primary crystals of silicon.

Keywords: melting, casting, silumins, modifying, nanocrystals, centers of crystallization, nanostructural processes

Введение и постановка задачи. В настоящее время бóльшую часть отливок из цветных сплавов получают из алюминиево-кремниевых сплавов (силуминов). Они имеют отличные литейные свойства, относительно низкие удельный вес и стоимость. Основными недостатками силуминов являются невысокие механические свойства. Чтобы их повысить, используют процессы модифицирования микроструктуры отливок при их затвердевании. Для повышения механических

свойств доэвтектического силумина в основном применяют лигатуры на основе алюминия, содержащие кристаллы интерметаллида $TiAl_3$. Для модифицирования микроструктуры отливок из эвтектического силумина в основном применяют флюсы, содержащие $NaCl$. Чтобы повысить механические свойства заготовок заэвтектического силумина, необходимо измельчить относительно крупные первичные кристаллы кремниевой фазы. С этой целью в расплав при относительно высоком перегреве (1173 К) обычно вводят медную лигатуру, содержащую кристаллы фосфида меди Cu_3P .

Принято считать, что модифицирующие интерметаллиды $TiAl_3$ в доэвтектическом силумине являются центрами кристаллизации (ЦК) первичных дендритов α -фазы (алюминия). Установлено, что кристаллические решетки $TiAl_3$ и алюминия не соответствуют принципу структурно-размерного соответствия Данкова – Конобеевского [1]. Принято считать, что модифицирующее действие $NaCl$ определяется поверхностно-активными свойствами атомов натрия по отношению к ЦК эвтектического кремния. Но в этом случае они должны разрушаться по эффекту Ребиндера. Кроме этого известно, что натрий не растворим в жидком алюминии и не образует с ним никаких соединений. Поверхностное натяжение жидкого натрия значительно меньше, чем у жидкого алюминия. Поэтому в расплаве силумина натрий будет находиться в виде эмульсии и не проявлять поверхностно-активных свойств по отношению к ЦК кремния и алюминия. Общепринято считать, что модифицирующее действие Cu_3P определяется тем, что в расплаве заэвтектического силумина образуются кристаллы фосфида алюминия AlP , которые служат ЦК первичных кристаллов кремния. Рассмотрим реакцию получения AlP :



Стандартные энергии Гиббса при 1173 К для Cu_3P , AlP , Al и Cu соответственно равны: -235 кДж/моль, -205 , -25 и -30 кДж/моль, а теплоты плавления Al и Cu – 11 и 13 кДж/моль соответственно [2]. Поэтому при 1173 К стандартная энергия Гиббса реакции (1) больше нуля. Таким образом, в расплаве заэвтектического силумина при модифицировании будут находиться только кристаллы Cu_3P . Они имеют гексагональную кристаллическую решетку с параметром $a = 0,543$ нм [2]. Кремний имеет кристаллическую решетку типа алмаза с параметром $a = 0,543$ нм [1]. Отсюда следует, что кристаллы Cu_3P не могут быть ЦК кристаллов первичного кремния, поскольку не удовлетворяют принципу структурно-размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не понятны механизмы воздействия модификаторов на микроструктуру отливок из силуминов. Задачей настоящего исследования является определение наноструктурных механизмов процессов плавки и литья силуминов.

Методика исследования. Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она недостаточно разработана и противоречива. Современные представления о металлической жидкости основаны на том, что расплав – однофазная жидкость, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считается, что время жизни кластеров составляет $10^{-10} \dots 10^{-11}$ с [4]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть ЦК фаз и иметь межфазную границу раздела «кластер – расплав». Поэтому классическая теория модифицирования в основном опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК фаз выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические включения. Но такие представления не могут объяснить механизм их воздействия на микроструктуру отливок [1]. Чтобы понять процессы, происходящие при затвердевании сплавов, необходимо знать, что происходило до начала их кристаллизации. Для этого будем считать расплав состоящим из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В пользу таких представлений о структуре расплавов свидетельствуют следующие аргументы.

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплаве должны стабильно существовать как минимум элементарные ячейки фаз.

2. Центрифугирование жидкого силумина, содержащего 7,7 % кремния, свидетельствует о существовании в расплаве стабильных нанокристаллов. Их размер при 973 К в среднем составлял 4,5 нм, а при 1123 К уменьшался до 3,0 нм [5].

3. Установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем только 3 % ионов [6]. В результате уменьшается количество свободных электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуются бесструктурные атомизированные зоны. Они обеспечивают расплаву высокие реологические свойства.

4. Процессы адсорбции, связанные с газонасыщением расплава, его дегазацией и действием поверхностно-активных элементов, требуют стабильных межфазных границ раздела.

5. Для обеспечения принципа структурно-размерного соответствия Данкова – Конобеевского необходимо, чтобы при кристаллизации существовали ЦК, состоящие из нанокристаллов фаз.

6. Правило фаз с учетом лапласовского давления доказывает, что расплав металла должен состоять из двух равновесных фаз: нанокристаллов и разупорядоченных зон [6].

7. Термодинамика и кинетика формирования дендритов алюминия при высоких скоростях затвердевания доэвтектического силумина требует, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации были не атомы, а нанокристаллы алюминия.

8. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеянию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы). Например, в жидком алюминии радиус нанокристаллов алюминия составляет 1,9...2,2 нм [5].

9. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов алюминия дисперсностью 4 нм составляет 0,79 мДж/м² [6].

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000...10 000 раз [5]. Соответственно во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья силуминов. Их плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы охлаждения, модифицирования и кристаллизации фаз.

Результаты и их обсуждение. При плавлении доэвтектического силумина происходит распад первичных дендритов алюминия (Al_n^d) на их центры кристаллизации (Al_n^c), нанокристаллы (Al^h) и атомы алюминия (Al^a) по реакции



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды H_2O атмосферы воздуха происходит следующая реакция [1]:



Растворенный водород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется на центрах кристаллизации алюминиевых дендритов. Алюминий образует гидриды с водородом, поэтому водород адсорбируется на Al_n^c . При достижении определенной концентрации адсорбированного водорода Al_n^c распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



Известно, что с повышением перегрева силуминового расплава концентрация растворенного водорода увеличивается. Между ним и адсорбированным водородом существует термодинамическое равновесие. Поэтому с возрастанием перегрева количество адсорбированного водорода

будет увеличиваться, а концентрация Al_n^H – уменьшаться. В итоге структура затвердевшего доэвтектического силумина становится крупнокристаллической.

При охлаждении расплава силумина концентрация растворенного водорода снижается вследствие протекания следующей реакции:

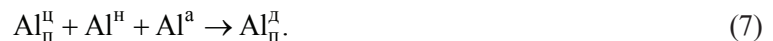


Соответственно будет уменьшаться концентрация адсорбированного водорода, который препятствует коагуляции нанокристаллов алюминия в ЦК. В результате активизируется процесс образования Al_n^H по следующей реакции:



В результате структура отливок доэвтектического силумина становится мелкокристаллической. Реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании расплава силумина вблизи температуры ликвидус. В реальных условиях литья охлаждение расплава происходит достаточно быстро. Существенно понизить концентрацию растворенного водорода до начала затвердевания не удается. В итоге в процессе первичной кристаллизации участвует сравнительно небольшое количество ЦК. Это приводит к укрупнению первичных дендритов алюминия в отливке доэвтектического силумина.

Для модифицирования микроструктуры отливок из доэвтектического силумина в перегретый до определенной температуры расплав добавляют в относительно небольших количествах лигатуру, содержащую кристаллы интерметаллида $TiAl_3$. Их действие сводится к поглощению растворенного водорода и снижению его концентрации в расплаве [1]. Это приводит к усилению процессов коагуляции нанокристаллов алюминия в Al_n^H и их количество возрастает. Известно, что кристаллы интерметаллида $TiAl_3$ имеют определенное время живучести. При его превышении они дезактивируются (насыщаются) водородом и эффективность процесса модифицирования существенно снижается. Вследствие затвердевания расплава доэвтектического силумина, обработанного кристаллами интерметаллида $TiAl_3$ в течение времени их живучести, структура отливок становится мелкозернистой. После модифицирующей обработки расплава его первичная кристаллизация происходит по следующей реакции:



После добавления в жидкий доэвтектический силумин относительно большого количества модифицирующей лигатуры процесс снижения концентрации адсорбированного водорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов алюминия. Это приводит к укрупнению Al_n^H и снижению их количества в расплаве. После его затвердевания структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

При рентгеноструктурном исследовании жидкого эвтектического силумина и его сверхбыстрой закалке силициды кремния не обнаружены, в расплаве фиксировались области чистого кремния [7]. Поэтому будем считать, что выше температуры ликвидус существуют в основном нанокристаллы кремния и алюминия. В процессе плавления эвтектического силумина происходит распад эвтектических дендритов алюминия (Al_3^D) и кремния (Si_3^H) на их центры кристаллизации (Al_3^H, Si_3^H), нанокристаллы (Al^H, Si^H) и атомы алюминия и кремния (Al^a, Si^a) по следующим реакциям:



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды $H_2O(g)$ атмосферы воздуха происходит реакция (3). Растворенный водород диффундирует в бесструктурные зоны расплава,

а затем адсорбируется на центрах кристаллизации алюминиевых дендритов. При достижении определенной концентрации адсорбированного водорода Al_3^H распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



В результате количество ЦК алюминиевых дендритов уменьшается. Известно, что с повышением перегрева силуминового расплава концентрация растворенного водорода увеличивается. Между ним и адсорбированным водородом существует термодинамическое равновесие. Поэтому с возрастанием перегрева количество адсорбированного водорода будет увеличиваться, а концентрация Al_3^H – уменьшаться. При охлаждении расплава силумина концентрация растворенного водорода снижается вследствие протекания реакции (5). Соответственно будет уменьшаться концентрация адсорбированного водорода. В итоге активизируется коагуляция нанокристаллов алюминия и увеличивается количество Al_3^H по следующей реакции:



Реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании расплава силумина вблизи температуры ликвидус. В реальных условиях литья охлаждение расплава происходит достаточно быстро. Существенно понизить концентрацию растворенного водорода до начала затвердевания не удастся. В результате в эвтектической кристаллизации участвует относительно меньшее количество ЦК. При этом из расплава выделяется почти весь растворенный водород, который попал туда при перегреве. Пузырьки водорода будут выделяться на кристаллизующихся дендритах фаз, в основном на Al_3^H [1]. Этот процесс препятствует разветвлению дендритов ведущей фазы, что соответственно приводит к получению немодифицированной эвтектической микроструктуры.

Для модифицирования микроструктуры отливок из эвтектического силумина в перегретый до определенной температуры расплав замешивают в относительно небольших количествах флюс, содержащий кристаллы NaCl. При этом в жидком металле образуются микропузырьки $AlCl_3$ и жидкий натрий. Последний диспергируется в эмульсию, что подтверждается существенным повышением вязкости жидкого силумина [8]. Микропузырьки $AlCl_3$ производят частичную дегазацию расплава от водорода. При этом интенсифицируются процессы коагуляции нанокристаллов и увеличивается количество ЦК. При эвтектическом превращении растворенный водород будет выделяться на натриевой эмульсии [1]. В результате начинают активно разветвляться дендриты алюминия и кремния, что приводит к получению модифицированной микроструктуры. После модифицирующей обработки расплава эвтектического силумина его кристаллизация происходит по следующим реакциям:



Натриевая эмульсия обладает относительно малым временем живучести. Она разрушается под действием адсорбированного водорода по эффекту Ребиндера.

При рентгеноструктурном исследовании расплавов заэвтектического силумина установлено существование областей чистого кремния [7]. Это можно объяснить тем, что в процессе плавления заэвтектического силумина происходит распад первичных кристаллов кремния (Si_n^K) на их центры кристаллизации (Si_n^H), нанокристаллы (Si^H) и атомы кремния (Si^a) по следующей реакции:

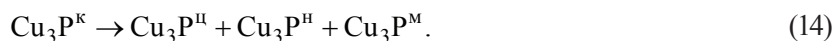


Известно, что увеличение в силумине концентрации кремния повышает в расплаве содержание кислорода [1]. Поскольку образование оксида кремния в жидком алюминиево-кремниевом

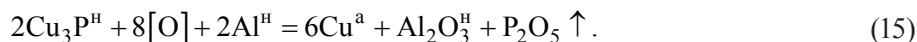
сплаве термодинамически затруднительно, то следует полагать, что основное повышение кислорода в расплаве заэвтектического силумина происходит за счет адсорбции Si_n^{II} и Si^{H} атомарного кислорода. Это подтверждают термодинамические расчеты [9]. При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды $\text{H}_2\text{O}(\text{г})$ воздушной атмосферы происходит реакция (3). Растворенный кислород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется в первую очередь на центрах кристаллизации первичного кремния. Достигнув определенной концентрации адсорбированного кислорода, Si_n^{II} распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



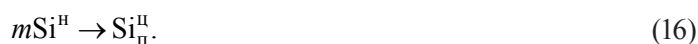
В результате концентрация Si_n^{II} в расплаве уменьшается и структура отливок заэвтектического силумина становится крупнокристаллической. Между растворенным и адсорбированным кислородом существует термодинамическое равновесие. В процессе снижения концентрации растворенного кислорода уменьшается концентрация адсорбированного кислорода. Этому способствует обработка расплава заэвтектического силумина при температуре 1173 К фосфористой медью, содержащей в среднем 10 % Р (МФ1). В ней кристаллы Cu_3P входят в состав эвтектики, которая плавится при температуре 987 К [3]. При плавлении фосфористой меди кристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{K}}$ распадаются на их центры кристаллизации ($\text{Cu}_3\text{P}^{\text{II}}$), нанокристаллы ($\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$), молекулы ($\text{Cu}_3\text{P}^{\text{M}}$) по следующей реакции:



В основном (более 90 %) это нанокристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$. В перегретом расплаве заэвтектического силумина они взаимодействуют с растворенным кислородом и нанокристаллами алюминия (Al^{H}) по следующей реакции:



Газообразный P_2O_5 легко удаляется от фронта реакции, что, по принципу Ле Шателье, существенно сдвигает течение реакции (15) вправо и увеличивает ее выход. Модифицирующие нанокристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$ уменьшают концентрацию растворенного и соответственно адсорбированного кислорода. Это активизирует процесс коагуляции нанокристаллов кремния в Si_n^{II} по следующей реакции:



В результате концентрация Si_n^{II} возрастает и первичная структура заэвтектического силумина становится мелкокристаллической. Модифицирующие нанокристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$ способствуют также увеличению центров кристаллизации эвтектических дендритов кремния. Но их формирование в эвтектике в основном зависит от ведущей фазы – эвтектических дендритов алюминия. На их ЦК адсорбция кислорода затруднена [9]. Поэтому фосфористая медь не модифицирует эвтектику заэвтектического силумина, а только его первичную структуру. Известно, что в расплаве заэвтектического силумина лигатура, содержащая фосфид меди, имеет определенное время живучести. При его превышении количество нанокристаллов $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$ существенно уменьшается и эффективность процесса модифицирования значительно снижается. При затвердевании расплава заэвтектического силумина, обработанного фосфористой медью в течение времени их живучести, первичная кристаллизация происходит по следующей реакции:



После добавления в жидкий заэвтектический силумин относительно большого количества модифицирующей лигатуры процесс снижения концентрации адсорбированного кислорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов кремния. Это приводит к укрупнению Si_n^{II} и снижению их количества в расплаве. После

его затвердевания структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

Заключение. В процессах плавки и литья доэвтектического силумина определяющую роль играют центры кристаллизации первичных дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Значение модифицирующих кристаллов интерметаллида $TiAl_3$ сводится к поглощению растворенного водорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов алюминия в центры кристаллизации первичных дендритов алюминия. В процессах плавки и литья эвтектического силумина главенствуют центры кристаллизации эвтектических дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Роль модифицирующего флюса сводится к образованию натриевой эмульсии. На ней происходит выделение пузырьков водорода при эвтектической кристаллизации. Это способствует разветвлению дендритов и получению модифицированной микроструктуры силумина. В процессах плавки и литья заэвтектического силумина определяющее значение приобретают ЦК первичных кристаллов кремния, нанокристаллы кремния, растворенный и адсорбированный кислород. В этом случае роль модифицирующих кристаллов Cu_3P сводится к уменьшению концентрации адсорбированного кислорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов кремния в центры кристаллизации первичных кристаллов кремния.

Список использованных источников

1. Марукович, Е. И., Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск: Беларус. навука, 2009. – 192 с.
2. Кубашевский, О. Metallurgical thermochemistry / О. Кубашевский, С. Б. Олкокк. – М.: Metallurgiya, 1982. – 392 с.
3. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди : справочник / М. Е. Дриц [и др.] ; отв. ред. Н. Х. Абрикосов. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
4. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И. Г. Бродова [и др.]. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 370 с.
5. Ершов, Г. С. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья / Г. С. Ершов, Ю. Б. Бычков. – М.: Metallurgiya, 1979. – 192 с.
6. Стеценко, В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2015. – № 2. – С. 33–35.
7. Залкин, В. М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления / В. М. Залкин. – М.: Metallurgiya, 1987. – 152 с.
8. Строганов, Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – М.: Metallurgiya, 1977. – 272 с.
9. Стеценко, В. Ю. Определение механизмов литья алюминиево-кремниевых сплавов с высокодисперсной и инвертированной микроструктурой / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2013. – № 2. – С. 22–29.

References

1. Marukovich E. I., Stecenko V. Y. *Modifying of alloys*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p. (in Russian).
2. Kubashevskij O., Olkock K. B. *Metallurgical thermochemistry*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 392 p. (in Russian).
3. Drits M. E., Bochvar N. R., Guzei L. S., Abrikosov N. Kh. (ed.). *Double and multicomponent systems on the basis of copper. Reference book*. Moscow, Nauka Publ., 1979. 248 p. (in Russian).
4. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Initial fusions as the basis of formation of structure and properties of aluminum alloys*. Ekaterinburg, The Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2005. 370 p. (in Russian).
5. Ershov G. S., Bychkov Y. B. *High-strength aluminum alloys from secondary raw materials*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 192 p. (in Russian).
6. Stecenko V. Y. Clusters in liquid metals – stable nanocrystals. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35 (in Russian).
7. Zalkin V. M. *Nature of eutectic alloys and effect of contact melting*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 152 p. (in Russian).
8. Stroganov G. B., Rotenberg V. A., Gershman G. B. *Aluminum alloys with silicon*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 272 p. (in Russian).
9. Stecenko V. Y. Definition of mechanisms of molding of aluminum-silicon alloys with high-disperse and inverted microstructure. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 22–29 (in Russian).

Информация об авторах

Марукович Евгений Игнат'евич – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий отделом, Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси (ул. Бялыницкого-Бирули, 11, 212030, Могилев, Республика Беларусь). E-mail: info@itm.by

Стеценко Владимир Юзефович – кандидат технических наук, заведующий лабораторией, Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси (ул. Бялыницкого-Бирули, 11, 212030, Могилев, Республика Беларусь). E-mail: lms@itm.by

Для цитирования

Марукович, В. И. Наноструктурные процессы при плавке и литье силуминов / В. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 15–22.

Information about the authors

Marukovich Evgeny Ignat'evich – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Head of the Department, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus (11, Bialynitski-Birulia Str., 212030, Mogilev, Republic of Belarus). E-mail: info@itm.by

Stetsenko Vladimir Yuzefovich – Ph. D. (Engineering), Head of the Laboratory, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus (11, Bialynitski-Birulia Str., 212030, Mogilev, Republic of Belarus). E-mail: lms@itm.by

For citation

Marukovich E. I., Stetsenko V. Y. Nanostructural processes at melting and moulding of silumins. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 15– 22 (in Russian).

С. С. Грабчиков, С. Б. Ластовский, А. А. Солобай, А. В. Труханов, Д. И. Чушкова*Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению,
Минск, Беларусь***ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА МНОГОСЛОЙНЫХ СТРУКТУР
НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИ ОСАЖДЕННЫХ ПЛЕНОК НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗО
И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИХ РАДИАЦИОННОЙ ЗАЩИТЫ**

Современные полупроводниковые приборы и микросхемы чувствительны к воздействию ионизирующих излучений. Тем не менее они широко применяются в военной и космической технике, в ядерной индустрии. При этом используется ряд технологических, схемотехнических и программных решений, уменьшающих последствия радиационного воздействия. Наиболее предпочтительным решением является выбор метода на основе использования экранов, поскольку он экономичнее и определяется радиационными свойствами используемых для изготовления экранов материалов. В последнее время особое внимание уделяется исследованию многослойных структур, так как при прохождении излучений через эти материалы возможно значительное ослабление эффектов радиационного воздействия, что имеет значительный научный и прикладной интерес.

Методом электролитического осаждения получены экспериментальные образцы покрытий сплавов NiFe и многослойных структур NiFe/Cu с различным химическим составом. Установлены зависимости изменения химического состава от условий осаждения. Методом рентгеновской дифракции проведены исследования кристаллической структуры. Покрытия характеризуются гранецентрированной кубической решеткой, с увеличением концентрации железа параметр элементарной ячейки увеличивается.

Эффективность радиационной защиты многослойных структур NiFe/Cu оценивалась при облучении электронами с энергией 4 МэВ на линейном ускорителе ЭЛУ-4. В качестве тестовых структур использовались кремниевые МОП-транзисторы. Эффективность ослабления электронного потока была оценена по изменению вольтамперных характеристик: порогового напряжения для МОП транзисторов, расположенных за экранами на основе многослойных структур NiFe/Cu, и без экранов. Установлено, что с ростом количества слоев при сохранении суммарной толщины эффективность экранирования увеличивается, что позволяет создавать высокоэффективные экраны при сопоставимых массогабаритных параметрах.

Ключевые слова: электроосаждение, экранирование, экраны, радиационная защита, сплавы NiFe

S. S. Grabchikov, S. B. Lastovskii, A. A. Solobai, A. V. Trukhanov, D. I. Chushkova*Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus***SYNTHESIS FEATURES AND RADIATION PROTECTION EFFICIENCY
OF MULTILAYER STRUCTURES BASED ON Ni-Fe ELECTRODEPOSED FILMS**

Modern semiconductor devices and microchips are sensitive to the effects of ionizing radiation. Nevertheless, they are widely used in military and space technology, in the nuclear industry. At the same time, a number of technological, circuit and software solutions are used to reduce the effects of radiation exposure. The most preferable method is one based on using shields, due to its low cost and excellent radiation properties of shield's materials. Recently, special attention has been paid to the study of multilayer structures.

Experimental samples of Ni-Fe alloys and multilayer Ni-Fe/Cu structures with different chemical composition were obtained by electrochemical deposition. The dependence of chemical composition variation from deposition conditions was determined. Ni-Fe alloys crystal structure was studied using X-ray diffraction.

Shielding properties of Ni-Fe/Cu multilayer structures were investigating on linear accelerator ELA-4 under 4 MeV electron irradiation. Silicon p-MOSFETs were used as test structures. Evaluation of electron flow weakening effectiveness was performed by current-voltage characteristics changing – threshold voltage of pMOS-transistors, which were located behind shields based on NiFe/Cu multilayered structures and without shields. It was found that increasing number of Ni-Fe layers within the same total thickness leads to maximum shielding efficiency.

Keywords: electrodeposition, shielding, shields, radiation protection, Ni-Fe alloys

Введение. На сегодняшний день актуальной проблемой, стоящей перед инженерами и разработчиками техники, является повышение стойкости элементов и приборов микроэлектронной техники, эксплуатируемой как в земных условиях, так и в космическом пространстве, к воздействию различного типа ионизирующих излучений. При этом, согласно оценкам экспертов [1],

стоимость стойких к излучениям приборов и микросхем увеличивается в 10–30 раз по сравнению с нестойкими аналогами.

Современные полупроводниковые приборы и микросхемы чувствительны к воздействию ионизирующих излучений [2, 3]. Тем не менее они широко применяются в военной и космической технике, в ядерной индустрии. При этом используется ряд технологических, схемотехнических и программных решений, уменьшающих последствия радиационного воздействия. Основными типами радиационных повреждений, приводящих к разовым или необратимым отказам полупроводниковых приборов, являются: накопление электрического заряда в подзатворных диэлектриках, что в свою очередь приводит к смещению порога открытия полевых транзисторов и долговременному отказу; фотоэффект на $p-n$ -переходах, который увеличивает паразитные утечки и ложные сигналы; дефекты кристаллической структуры.

Основные методы обеспечения радиационной стойкости условно можно разделить на две группы – методы, использующие схемотехнические и конструкционные решения, и методы радиационной защиты на основе экранов. Схемотехнический метод имеет значительные ограничения по причине низкой радиационной стойкости большого количества элементов электронных приборов и микросхем. Наиболее предпочтительным решением является выбор метода на основе использования экранов, поскольку он экономичнее и определяется радиационными свойствами используемых для изготовления экранов материалов. Основная задача защиты от мощных пучков электронов сводится к защите от вторичного тормозного излучения. Для защиты от электронного излучения чаще всего используют такие материалы, как алюминий, железо, медь, плексиглас, силикатное стекло и др. [4].

Спектр синтезируемых в настоящее время материалов достаточно широк, некоторые из них могут быть перспективны для использования в качестве экранов радиационной защиты [5–8]. В настоящее время особое внимание уделяется исследованию многослойных структур, так как при прохождении излучений через эти материалы возможно значительное ослабление эффектов радиационного воздействия, что имеет значительный научный и прикладной интерес.

Методика эксперимента. Экспериментальные образцы покрытий сплавов NiFe формировались с помощью метода электролитического осаждения, описанного в [9].

В зависимости от режимов электролиза и состава растворов (концентрация железа сернокислого семиводного изменялась от 10 до 60 г/л) были получены 5 образцов покрытий сплавов NiFe, содержащих от 7 до 50 ат.% железа. Средняя толщина составляла 30 мкм. Осаждение покрытий проводилось в термостатируемой ванне с перемешиванием при температуре $T = 25–30$ °С, плотности тока $D_k = 20–30$ мА/см², кислотности рН = 1,8–2,4. В качестве анодов использовались пластины электролитического никеля. Источниками постоянного тока служили приборы типа Б5-49, ТЭС-14.

Экспериментальные экраны на основе многослойных структур с чередующимися слоями NiFe/Cu (далее – экраны) были получены из электролита для пленочных структур NiFe и электролита меднения следующего состава: медь сернокислая пятиводная – 30–35 г/л, калий пиррофосфорнокислый – 140–145 г/л, натрий фосфорнокислый двузамещенный двенадцативодный – 90–95 г/л, калий-натрий виннокислый четырехводный – 20–25 г/л. Осаждение слоев меди проводилось в термостатируемой ванне с перемешиванием при $T = 36–38$ °С, $D_k = 5–10$ мА/см², рН = 8,2–8,5. В качестве анодов использовались пластины электролитической меди.

Химический состав покрытий NiFe определялся с помощью рентгеновского энергодисперсионного спектрометра AN-10000 фирмы LINK. Структура покрытий сплавов NiFe исследовалась на программно-аппаратном комплексе рентгеновской дифракции «ДРОН-3М» в $Co-k_\alpha$ -излучении.

Электронное облучение экранов проводили на линейном ускорителе ЭЛУ-4 (номинальная энергия электронов $E_e = 4$ МэВ). Величина энергии электронов определялась по длине их пробега в меди с точностью $\pm 1,0$ %. Плотность потока электронов составляла $(5–10) \cdot 10^{11}$ см⁻²·с⁻¹, флюенс электронов $\Phi_e = 10^{15}–2 \cdot 10^{16}$ см⁻². Температуру экранов при облучении ($T = 25–30$ °С) контролировали термопарой медь-копель с регистрацией термо-ЭДС универсальным вольтметром В7-23. Дозиметрический контроль осуществлялся с помощью цилиндра Фарадея, который пред-

ставлял собой металлический блок, помещенный внутрь изолированной камеры. Погрешность измерения плотности потока электронов составляла $\pm 10\%$.

В качестве тестовых структур при облучении электронами использовались МОП-транзисторы (элементы КМОП интегральных микросхем IN74АС04), изготовленные по эпитаксиально-планарной технологии. Эффективность экранирования (K_3) определяли по формуле

$$K_3 = D_{\text{п}} / D_{\text{п0}}$$

где $D_{\text{п}}$ – доза параметрического отказа тестовой приборной структуры в защитном экране; $D_{\text{п0}}$ – доза параметрического отказа тестовой приборной структуры без экрана.

Измерение вольтамперных характеристик (ВАХ) МОП-транзисторов до и после облучения проводилось с помощью автоматизированного измерителя параметров полупроводниковых приборов ИППП-1/6. Из ВАХ МОП-транзисторов определялись пороговое напряжение $U_{\text{п}}$ (при токе стока $I_{\text{с}} = 10^{-7}$ А) и ток утечки канала $I_{\text{ут}}$ (при напряжении затвора $U_3 = 0$, напряжении стока $U_{\text{с}} = -5$ В).

Результаты и обсуждение. Установлено, что состав и качество покрытий сплавов NiFe в значительной степени зависит от величины $D_{\text{к}}$, режимов перемешивания, температуры и pH раствора. Необходимо учитывать, что между параметрами процесса электролиза существует взаимосвязь, то есть при изменении одного из них должны изменяться и другие. С увеличением температуры необходимо уменьшать pH и увеличивать плотность тока при осаждении, так как при росте температуры свыше 40°C происходит окисление ионов железа Fe^{2+} в ионы Fe^{3+} . При низком значении $\text{pH} < 1,5$ выделяется много водорода, что служит причиной появления питтинга на поверхности и снижения качества покрытия.

Установлено, что оптимальный интервал рабочих плотностей тока составляет $20\text{--}30$ mA/cm^2 , а повышение величины $D_{\text{к}}$ приводит к увеличению содержания железа в покрытиях. Выбор температуры осаждения при получении покрытий заданного состава в каждом конкретном случае требует индивидуального подхода.

При электролитическом осаждении покрытий сплава NiFe выделяется водород, поэтому большое значение имеет pH электролита и его поддержание в процессе электролиза. На основе изучения качества покрытий и их химического состава от величины pH установлено, что оптимальное значение $\text{pH} = 1,8\text{--}2,4$. Увеличение pH до 2,5 и более способствует образованию гидроксидов железа и никеля, которые затрудняют процесс осаждения покрытий сплавов NiFe требуемого состава и ухудшают их качество. Для предотвращения процесса окисления ионов Fe^{2+} и поддержания pH в нужных пределах в электролит добавляют 25%-ную серную кислоту, что позволяет осуществлять осаждение покрытий с заданным составом во всем диапазоне pH.

Установлено, что важным условием для получения качественных покрытий сплавов NiFe является перемешивание электролита. Поскольку при электролизе pH прикатодного слоя сильно отличается от pH в остальном объеме электролита, то перемешивание способствует более быстрому восполнению ионов осаждающихся металлов в прикатодном слое и удалению водорода и, как следствие, восстановлению нужной кислотности для осаждения сплавов.

Результаты исследования химического состава покрытий сплава NiFe, полученные методом рентгеновского энергодисперсионного анализа, представлены в таблице.

Результаты исследования химического состава покрытий сплава NiFe, полученные методом рентгеновского энергодисперсионного анализа

Results of the chemical composition study of Ni-Fe alloy coatings obtained by X-Ray energy-dispersive analysis

Исходные элементы	№ образца				
	1	2	3	4	5
Fe, ат.%	7,03	21,79	30,09	39,98	47,45
Ni, ат.%	92	78, 21	69, 91	61, 02	52,55

Из данных таблицы видно, что минимальная концентрация железа характерна для образца № 1 $\sim 7\%$ (полученного при концентрации $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O} - 10$ г/л), а максимальная – для образца № 5 $\sim 50\%$, (полученного при концентрации $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O} - 60$ г/л).

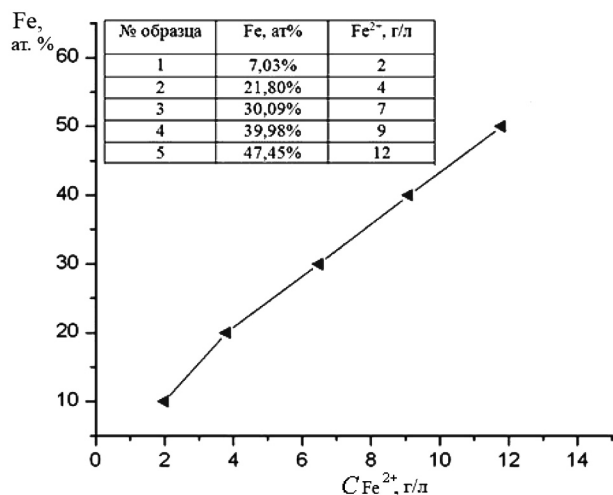


Рис. 1. Зависимость содержания Fe в покрытиях сплавов NiFe от концентрации ионов Fe²⁺ в электролите

Fig. 1. Dependence of content of Fe in the coatings of Ni-Fe alloys on the concentration of Fe²⁺ ions in the electrolyte

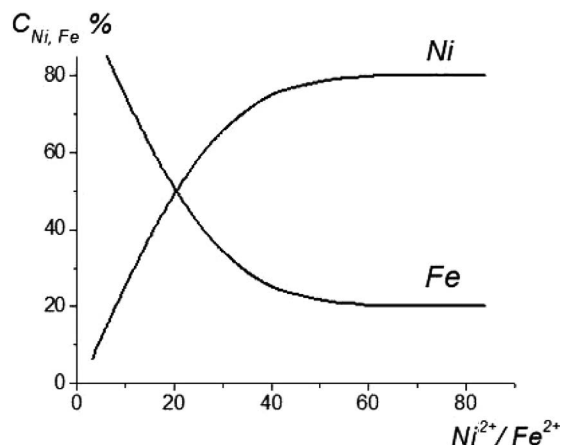


Рис. 2. Зависимость содержания Ni и Fe в покрытиях сплавов NiFe от соотношения концентраций ионов в электролите

Fig. 2. Dependence of content of Ni and Fe in the coatings of Ni-Fe alloys on the ratio of ion concentration in the electrolyte

На основании данных рентгеновского энергодисперсионного анализа построен график зависимости содержания железа в пленках NiFe от концентрации ионов Fe²⁺ в электролите (рис. 1). Используя данную зависимость, полученную эмпирическим путем, можно формировать пленки NiFe заданного состава.

При постоянном соотношении ионов Ni²⁺/Fe²⁺ содержание железа в покрытиях возрастает с увеличением суммарной концентрации ионов в электролите (рис. 2). Это связано с большей активностью ионов железа по сравнению с ионами никеля. Концентрация ионов металлов в электролите должна быть высокой, так как при этом повышается скорость их подачи в прикатодный слой и сокращается время установления процесса на катоде.

На рис. 3 представлены спектры рентгеновской дифракции для образцов пленок NiFe, содержащих: *a* – Fe 30,09 ат.% Ni 69,91 ат.%; *b* – Fe 21,79 ат.% Ni 78,21 ат.%; *c* – Fe 7,03 ат.% Ni 92,97 ат.%. На спектрах отчетливо видны два дифракционных максимума в областях углов 51–52 град и 60–61 град, соответствующие отражениям от плоскостей (111) и (200).

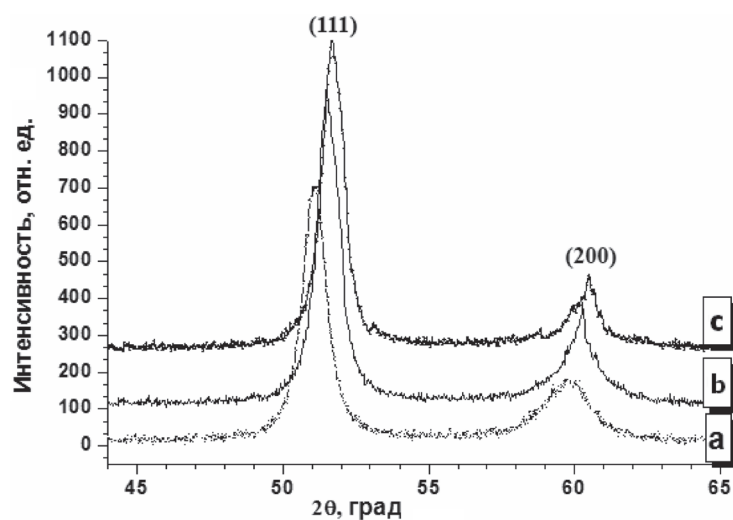


Рис. 3. Спектры рентгеновской дифракции покрытий сплавов NiFe, содержащих: *a* – Fe 30,09 ат.% Ni 69,91 ат.%; *b* – Fe 21,79 ат.% Ni 78,21 ат.%; и *c* – Fe 7,03 ат.% Ni 92,97 ат.%

Fig. 3. X-ray diffraction spectra of Ni-Fe coatings, which contain: *a* – Fe 30.09 at.% Ni 69.91 at.%; *b* – Fe 21.79 at.% Ni 78.21 at.%; *c* – Fe 7.03 at.% Ni 92.97 at.%

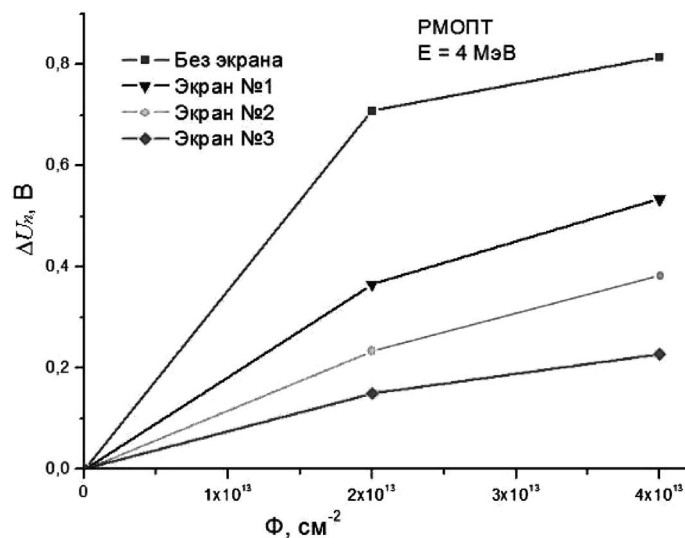


Рис. 4. Зависимость изменения порогового напряжения защищенных и незащищенных МОП-транзисторов от флюенса электронного облучения

Fig. 4. Threshold voltage variation dependence of protected and unprotected MOSFETs on the fluence of electron irradiation

Можно отметить смещение дифракционных максимумов в области больших углов с увеличением концентрации никеля. Результаты обработки спектров позволяют сделать вывод, что все исследованные образцы представляют твердый раствор на основе гранцентрированной решетки. Отмечено, что с увеличением концентрации железа в покрытиях сплавов NiFe от 7 до 50 ат.% параметр элементарной ячейки увеличивается от $3,523 \cdot 10^{-10}$ до $3,551 \cdot 10^{-10}$ м. Данный результат связан с большим значением атомного радиуса Fe ($1,26 \cdot 10^{-10}$ м) по сравнению с атомным радиусом Ni ($1,24 \cdot 10^{-10}$ м).

Эффективность радиационной защиты при облучении электронами исследовалась на образцах экранов, представляющих собой многослойные структуры NiFe/Cu следующего строения: № 1 – 125 мкм NiFe×8 слоев + 5 мкм Cu×8 слоев; № 2 – 25 мкм NiFe×33 слоя + 5 мкм Cu×33 слоя; № 3 – 5 мкм NiFe×100 слоев + 5 мкм Cu×100 слоев. Состав сплава NiFe – 20 ат.% железа, остальное – никель. На рис. 4 представлены результаты измерений пороговых напряжений МОП-транзисторов, не защищенных и защищенных экранами.

Наибольшей эффективностью экранирования обладали многослойные экраны, содержащие: 5 мкм NiFe×100 слоев + 5 мкм Cu×100 слоев. При флюенсе электронов $\Phi = 2 \cdot 10^{13}$ см⁻² изменение порогового напряжения на тестовых МОП-транзисторах, расположенных за экраном, было в 4,7 раз меньше по сравнению с неэкранированным образцом.

Закключение. В работе исследованы условия электролитического осаждения покрытий сплавов NiFe с содержанием от 7 до 50 ат.% железа. Установлено, что повышение плотности катодного тока приводит к увеличению концентрации железа в покрытиях. Оптимальные интервалы рабочих плотностей тока составляют 20–30 мА/см², температуры – 30–35 °С, значений pH = 1,8–2,4. Показано, что при увеличении концентрации ионов двухвалентного железа от 2 до 19 г/л содержание железа в покрытиях увеличивается от 7 до 50 ат.%.

Результаты исследования структуры покрытий сплавов NiFe, содержащих от 7 до 50 ат.% железа, свидетельствуют о том, что покрытия характеризуются гранцентрированной кубической решеткой, с увеличением концентрации железа параметр элементарной ячейки увеличивается от $3,523 \cdot 10^{-10}$ до $3,551 \cdot 10^{-10}$ м.

Получены многослойные структуры системы NiFe/Cu, перспективные для использования в качестве экранов радиационной защиты изделий электронной и микроэлектронной техники. Исследования вольтамперных характеристик тестовых МОП-транзисторов, защищенных и не

защищенных экранами на основе многослойных структур NiFe/Cu, при облучении электронами показали, что наибольшей эффективностью обладают экраны, содержащие максимальное количество слоев. При флюенсе $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ изменение порогового напряжения в образцах МОП-транзисторов, расположенных за экраном, в 4,7 раз меньше, по сравнению с неэкранированными образцами.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Ф15РМ-011) и Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 15-52-04036-Бел-мол-а).

Acknowledgement

This work was supported by the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (grant no F15RM-011) and Russian Foundation for Basic Research (grant no 15-52-04036-Bel-mol-a).

Список использованных источников

1. Методы повышения радиационной стойкости интегральных микросхем НПО «ИНТЕГРАЛ», предназначенных для условий работы в космических летательных аппаратах [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.1551a3.ru/datafiles/l817vf11.pdf>. – Дата доступа: 24.04.2017.
2. Кужир, П. Г. Прикладная ядерная физика / П. Г. Кужир. – Минск: Технопринт, 2004. – 113 с.
3. Evwaraye, O. Electron-irradiation-induced divacancy in lightly doped silicon / O. Evwaraye, E. Sun // J. Appl. Phys. – 1976. – Vol. 47, N 9. – P. 3776–3780.
4. Машкович, В. П. Защита от ионизирующих излучений / В. П. Машкович, А. В. Кудрявцева. – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 418 с.
5. Effectiveness of IC shielded packages against space radiation / J. P. Spratt [et al.] // IEEE Transactions on Nuclear Science. – 1997. – Vol. 44, N 6. – P. 2018–2025.
6. US Pat. 6858795. H05K009/00. Radiation shielding of three dimensional multi-chip modules / Czjakowski David R., Eggleston Neil, Patterson Janet S. 18.08.2003.
7. TID Effects of High-Z Material Spot Shields on FPGA Using MPTB Data / S. H. Crain [et al.] – NASA/CR–2003–212638. – 22 p.
8. Борц, Б. В. Моделирование прохождения электронов через слоистый композиционный материал / Б. В. Борц, И. Г. Марченко, П. Н. Бездверный // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2009. – № 4. – С. 175–177.
9. Многослойный электромагнитный экран для защиты фотоэлектронных умножителей и способ его нанесения : пат. РФ, № 2474890 / В. В. Дмитренко, А. Г. Батищев, С. С. Грабчиков, Л. Б. Сосновская, Т. Е. Шарапа. – Опубл. 10.02.2013.

References

1. *Methods for radiation resistance increasing of integrated microcircuits of NPO "INTEGRAL", intended for work in spaceships*. Available at: <http://www.1551a3.ru/datafiles/l817vf11.pdf> (accessed 24 April 2017) (in Russian).
2. Kyzhir P. G. *Applied nuclear physics*. Minsk, Tekhnoprint Publ., 2004. 113 p. (in Russian).
3. Evwaraye O., Sun E. Electron-irradiation-induced divacancy in lightly doped silicon. *Journal of Applied Physics*, 1976, vol. 47, no. 9, pp. 3776–3780. Doi: 10.1063/1.323260
4. Mashkovich V. P., Kudryavtseva A. V. *Ionizing radiation protection*. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1995. 418 p. (in Russian).
5. Spratt J. P., Passenheim B. C., Leadon R. E., Clark S., Strobel. D. J. Effectiveness of IC shielded packages against space radiation. *IEEE Transactions on Nuclear Science*, 1997, vol. 44, no. 6, pp. 2018–2025. Doi: 10.1109/23.658984
6. Czjakowski D. R., Eggleston N., Patterson J. S. *Radiation shielding of three dimensional multi-chip modules*. US Pat. No. 6858795. Publ. date 18.08.2003.
7. Crain S. H., Mazur J. E., Looper. M. D. *TID Effects of High-Z Material Spot Shields on FPGA Using MPTB Data*. NASA/CR–2003–212638. 22 p.
8. Bore B. V., Marchenko I. G., Bezvernii P. N. Modeling of electron transmission through laminated composition material. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Seriya Fizika radiatsionnykh povrezhdenii i radiatsionnoe materialovedenie* [Questions of atomic science and technology. Ser. Physics of Radiation Damage and Radiation Material Science], 2009, no. 4, pp. 175–177 (in Russian).
9. Dmitrenko V. V., Batischev A. G., Grabchikov S. S., Sosnovskaya L. B., Sharapa T. E. *Multilayer electromagnetic shield for photoelectronic multipliers protection and methods of its application*. Patent RF, no. 2474890. Publ. date 10.02.2013 (in Russian).

Информация об авторах

Грabcиков Сергей Степанович – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник лаборатории физики магнитных пленок, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: gss@ifftp.bas-net.by

Ластовский Станислав Брониславович – кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией радиационных воздействий, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: lastov@ifftp.bas-net.by

Солобай Анастасия Андреевна – младший научный сотрудник лаборатории физики магнитных пленок, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: catacore@mail.ru

Труханов Алексей Валентинович – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории физики магнитных пленок, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: truhanov86@mail.ru

Чушкова Дарья Ивановна – младший научный сотрудник лаборатории физики магнитных пленок, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: dashachushkova@gmail.com

Для цитирования

Особенности синтеза многослойных структур на основе электролитически осажденных пленок никель-железо и эффективность их радиационной защиты / С. С. Грabcиков [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 23–29.

Information about the authors

Grabchikov Sergey Stepanovich – D. Sc. (Physics and Mathematics), Chief Researcher at the Laboratory of Physics of Magnetic Films, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: gss@ifftp.bas-net.by

Lastovski Stanislav Branislavovich – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of Laboratory of Radiation Effects Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: lastov@ifftp.bas-net.by

Solobai Anastasia Andreevna – Junior Researcher at the Laboratory of Physics of Magnetic Films, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: solobai@ifftp.bas-net.by

Truhanov Aleksei Valentinovich – Ph. D. (Physics and Mathematics), Leading Researcher at the Laboratory of Physics of Magnetic Films, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: truhanov86@mail.ru

Chushkova Daria Ivanovna – Junior Researcher at the Laboratory of Physics of Magnetic Films, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: dashachushkova@gmail.com

For citation

Grabchikov S. S., Lastovskii S. B., Solobai A. A., Trukhanov A. V., Chushkova D. I. Synthesis features and radiation protection efficiency of multilayer structures based on Ni-Fe electrodeposited films. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 23–29 (in Russian).

В. К. Василец, А. А. Хмыль, Л. К. Кушнер, И. И. Кузьмар

Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ЭЛЕКТРОЛИЗА НА ОБРАЗОВАНИЕ «УСОВ» В ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ ОЛОВА

Статья посвящена исследованию потенциальных дефектов, которые могут появиться в тонкопленочных электрохимических покрытиях на основе олова, не содержащих свинца, при их длительном хранении. Целью исследования является разработка технологических режимов электролиза, обеспечивающих минимизацию вероятности появления таких дефектов и надежную работу радиоэлектронной аппаратуры. Рассмотрены проблемы применения олова и бессвинцовых сплавов на его основе в радиоэлектронике, а также методы борьбы с такими потенциальными дефектами, как образование «усов». Для контроля роста «усов» в послеэлектролизный период (12 месяцев естественного старения в условиях лаборатории) было выбрано покрытие Sn-Bi, которое формировали с использованием как постоянного, так и импульсно-реверсированного токов. На основании результатов, полученных с помощью растрового электронного микроскопа, установлено, что осаждение сплава с использованием импульсного и реверсированного тока не только улучшает структуру формируемых покрытий, но и существенно снижает склонность к образованию «усов», их длину и плотность на единицу площади в сравнении с покрытиями, полученными на постоянном токе. Установлены возможные причины достижения высокого качества электрохимических покрытий сплавом Sn-Bi. Наиболее медленный рост «усов» отмечен на реверсированном токе со средней плотностью $i_{cp} = 2 \text{ А/дм}^2$, частоте $f = 1 \text{ Гц}$ и коэффициенте заполнения $\gamma = 1,5$.

Ключевые слова: бессвинцовые сплавы, нестационарный электролиз, «усы»

V. K. Vasilets, A. A. Khmyl, L. K. Kushner, I. I. Kuzmar

Belarussian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus

THE EFFECT OF ELECTROPLATING PARAMETERS ON TIN “WHISKERS” FORMATION

The article is devoted to the investigation of potential defects that can appear in thin-film electrochemical coatings based on tin, which do not contain lead, during their long storage. The purpose of the study is to develop technological regimes of electrolysis, which ensure minimization of the probability of the appearance such defects and reliable operation of radio electronic equipment. The problems of tin and lead-free alloys based on it, as well as methods of elimination of such potential defects as the formation of “whiskers” are considered. To control the growth of “whiskers” in the post-electrolysis period (12 months of natural aging under laboratory conditions), a Sn-Bi coating was chosen, which was formed using both a constant and a pulse-reversed current. Based on the results which were obtained with scanning electron microscope, it was established that deposition of an alloy using pulsed and reverse current not only improves the structure of the coatings formed, but also significantly reduces the propensity to form whiskers, their length and density per unit area in comparison with coatings obtained with direct current. Possible reasons for achievement of high quality electrochemical coatings with Sn-Bi alloy have been established. The slowest growth of “whiskers” was obtained at reversed current with an average density $i_{av} = 2 \text{ A/dm}^2$, frequency $f = 1 \text{ Hz}$ and duty ratio $\gamma = 1.5$.

Keywords: lead-free alloys, non-stationary electrolysis, “whiskers”

Введение. Электрохимические покрытия широко применяются в производстве электронной техники для улучшения функциональных свойств используемых конструкционных материалов. Среди них по объему использования выделяются покрытия под пайку, которые во многом определяют надежность работы электронных приборов. Гальванические сплавы, имеющие относительно невысокую температуру плавления, используются в технологии посадки кристаллов интегральных схем (ИС) в корпус, создания многокристальных модулей, микроэлектромеханических систем (МЭМС), производстве печатных плат и т. д. [1]. Значительным преимуществом гальванического метода нанесения тонких пленок под пайку является легкость управления толщиной осаждаемого металла и отсутствие нагрева, а следовательно, и изменений структуры материала изделия и возможной его деформации. Проблемой, существующей в этой области на сегодняшний день, остается создание паяемых при низкой температуре тонкопленочных материалов, не содержащих свинец, который является экологически опасным металлом. В соответ-

ствии с директивами Restriction of Hazardous Substances (RoHS) и RoHS2 в Европейском союзе запрещено в законодательном порядке применение ряда опасных материалов, в том числе свинца, в изделиях, используемых в производстве радиоэлектронной аппаратуры [2]. Большинство технологически развитых стран мира поддерживали требования RoHS, и теперь на рынок поступают компоненты, ориентированные на бессвинцовые технологии.

С переходом на бессвинцовую технологию многие производители стали применять чистое матовое олово для покрытия выводов и контактных поверхностей компонентов. Однако олово обладает следующими недостатками: аллотропическое превращение β -модификации металлического олова в полупроводящий серый порошок α -модификации («оловянная чума») и образование «усов» олова («whiskers») [3]. Первая проблема успешно решается легированием олова, при котором атомы примеси в кристаллической решетке олова препятствуют его структурной перестройке. Вторая проблема олова (образование «усов») – явление, известное с середины XX в., однако в микроэлектронике ему уделялось мало внимания, поскольку рост оловянных «усов» не происходил при наличии в достаточном количестве примеси свинца в сплаве [4]. «Усы» вызывают серьезную опасность замыкания соседних элементов проводящего рисунка печатной платы, кроме того, изгибаясь или отрываясь, они могут образовывать проводящие перемычки между токоведущими поверхностями. По мнению ряда исследователей [5–8], основной причиной образования «усов» считается возникновение внутренних напряжений сжатия в слоях олова, что может быть следствием появления неравновесных точечных дефектов, коррозии, образования интерметаллидов на границе основы и покрытия, окисления осадка, механического воздействия, циклического изменения температуры, включения примесей в металл покрытия. Быстрее всего появляются оловянные «усы» на латунных подложках, что связывают с миграцией цинка в покрытие (рис. 1, *a, b*). В пользу преимущественного влияния интерметаллидов говорит отсутствие «усов» на поверхности покрытия сплавом олово-висмут, нанесенного на кремний с подслоем никеля, после 1 года хранения в условиях лаборатории (рис. 1, *c, d*).

Снизить внутренние напряжения пытаются, контролируя размер и форму зерна, ориентацию кристаллитов. В [9] предпринята попытка связать преимущественную ориентацию зерен и склонность к росту «усов», основываясь на гипотезе, что текстурированные покрытия имеют меньшее число дислокаций и величину внутренних напряжений. В результате работы явной

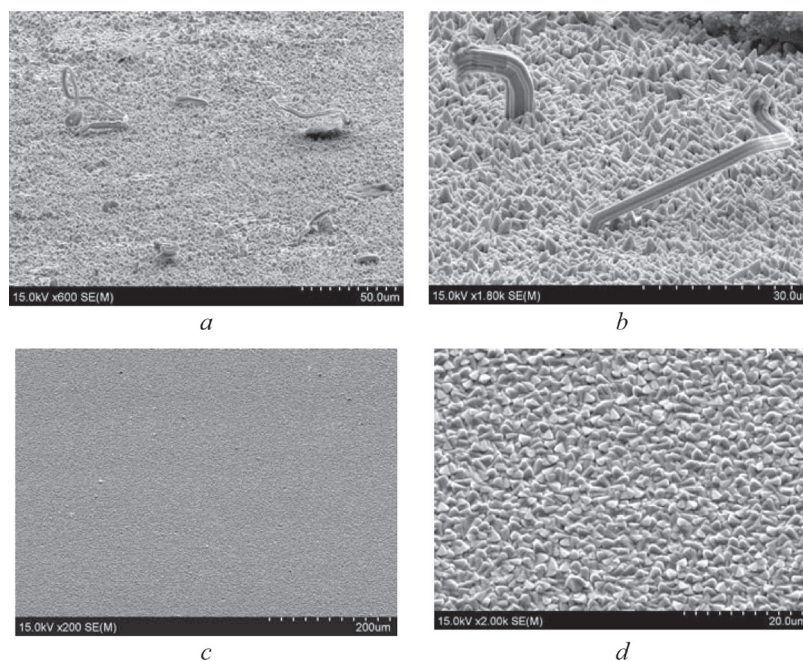


Рис. 1. Микрофотографии рельефа поверхности покрытий сплавом Sn-Bi, нанесенных без подслоя на Cu-Zn (*a, b*) и Si с подслоем Ni (*c, d*); *a* – $\times 200$, *b* – $\times 2000$, *c* – $\times 600$, *d* – $\times 1800$

Fig. 1. SEM images of the surface of Sn-Bi alloy deposited on Cu-Zn without underlayer (*a, b*) and Si- with Ni-sublayer (*c, d*); *a* – $\times 200$, *b* – $\times 2000$, *c* – $\times 600$, *d* – $\times 1800$

связи степени текстурированности осадков и возникновения «усов» не обнаружено, покрытия со случайной ориентацией зерен имеют схожий характер роста «усов».

Для устранения возможности появления «усов» вследствие формирования интерметаллидов на границе основы и покрытия рекомендуется осаждать олово и сплавы на его основе на медь и медные сплавы по никелевому подслою. Однако данный метод значительно увеличивает количество операций технологического процесса. Другим возможным путем решения проблемы является применение нестационарного электролиза, при котором, изменяя ток по определенным законам, можно в широких пределах регулировать структуру и качество получаемых систем металлизации. В этом случае по сравнению с электролизом на постоянном токе нарушается обычный ход образования и роста кристаллов, происходит периодическое перераспределение центров кристаллизации и растущих граней кристалла, что приводит к изменению структуры катодного осадка и его свойств.

Методика эксперимента. В настоящей работе исследовано влияние режима электролиза на рост «усов» в покрытии сплавом олово-висмут, нанесенном без подслоя на латунь. Осадки получали из электролита следующего состава: олово сернокислородное SnSO_4 (50 г/л); висмут азотнокислый $\text{Bi}(\text{NO}_3)_3$ (1,4 г/л); кислота серная H_2SO_4 (125 г/л); добавка антиоксидантная ЦКН-32 (2 г/л). В качестве поверхностно-активного вещества (ПАВ) применяли неонол АФ-9-10 (4 г/л); температура электролита – 18–25 °С. Для приготовления раствора использовали реактивы марки «ч.д.а.» и дистиллированную воду. Электроосаждение проводили на высокочастотном источнике питания гальванической ванны импульсно-реверсным током ИП 15-5 в комплекте с управляющей ЭВМ. Толщина всех осадков 5 мкм. Микрорельеф поверхности исследовали с помощью растрового электронного микроскопа S-4800 после естественного старения в течение 12 месяцев в условиях лаборатории.

Результаты и их обсуждение. На рис. 2 представлены при различном увеличении снимки поверхности покрытий оловом и сплавом олово-висмут, полученных на постоянном токе. Как видно из этого рисунка, на поверхности обоих покрытий с течением времени появляются «усы».

Это можно объяснить тем, что в условиях протекающей при комнатной температуре рекристаллизации примесные атомы и ПАВ под действием градиента напряжений ингибируют границы зерен, затрудняя самодиффузию. При достижении некоторого критического размера зер-

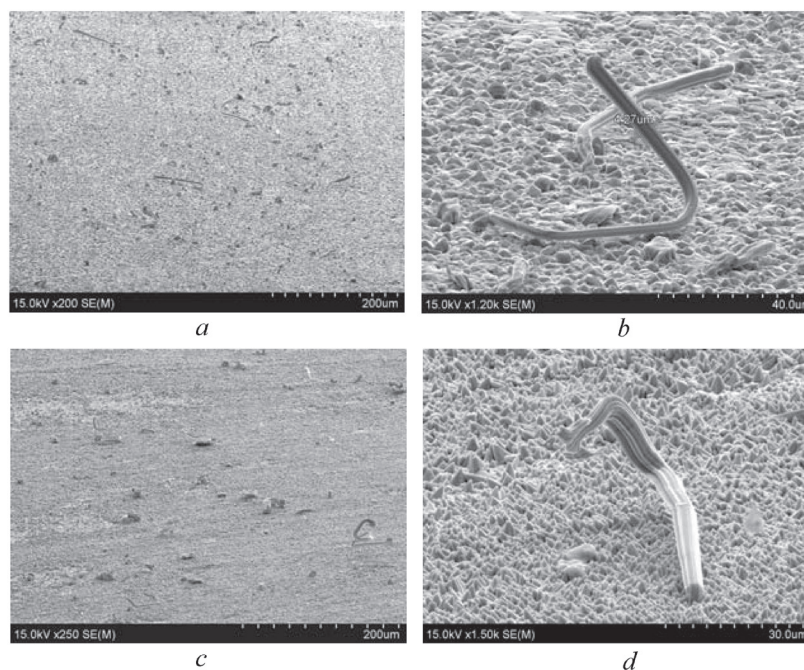


Рис. 2. Микрофотографии рельефа поверхности покрытий Sn (*a, b*) и сплавом Sn-Bi (*c, d*), полученных на постоянном токе, $i = 2,0 \text{ A/dm}^2$; *a* – $\times 200$, *b* – $\times 1200$, *c* – $\times 250$, *d* – $\times 1500$

Fig. 2. SEM images of Sn coatings (*a, b*) and Sn-Bi alloys (*c, d*) obtained at constant current, $i = 2,0 \text{ A/dm}^2$; *a* – $\times 200$, *b* – $\times 1200$, *c* – $\times 250$, *d* – $\times 1500$

на его границы полностью теряют способность перемещаться и продолжающийся подвод атомов вызывает рост кристалла в область над поверхностью осадка. Однако влияние примесей в данной ситуации различно. Так, примеси цинка, кадмия, мышьяка ускоряют появление «усов», а примеси никеля, кобальта значительно замедляют этот процесс [10]. Сравнение снимков поверхностей чистого олова (рис. 2, *a, b*) и сплава олово-висмут (рис. 2, *c, d*), сформированных на постоянном токе, показывает, что при введении добавки висмута изменяется микроструктура осадка и снижается количество нитевидных кристаллов с 76 до 27 на участке площадью 300×400 мкм (то есть снижается плотность появления «усов» с 633 до 225 шт./мм²), уменьшается их длина – в среднем от 101 до 65 мкм. Как видно из рис. 2, *c, d*, формирование легкоплавкого сплава олово-висмут с долей висмута 0,23 мас.% не решает проблемы образования «усов» полностью. Тем не менее примеси висмута в осадке стабилизируют структурные дефекты и приводят к замедлению процесса снижения внутренних напряжений в послеэлектролизный период по сравнению с осадками чистого олова.

В процессе электроосаждения на импульсном токе из-за высоких мгновенных значений катодной плотности тока разряд ионов происходит при более отрицательных значениях потенциала по сравнению с режимами стационарного электролиза. Тем самым обеспечивается измельчение структуры покрытий и увеличение числа дефектов кристаллической решетки [11]. Получение более плотного и однородного осадка с планарным ростом кристаллитов с помощью импульсных режимов электролиза (рис. 3) ослабляет рост «усов». Они становятся короче и реже появляются (20 «усов» на участке площадью 300×400 мкм, плотность появления 167 шт./мм²). Повышение частоты импульсного тока от 100 Гц (рис. 3, *a, b*) до 1000 Гц (рис. 3, *c–e*) при скважности 5 способствует их удлинению от 25 до 61 мкм соответственно. Следует отметить, что при данных режимах доля висмута в покрытии составляет всего 0,04–0,06 мас.%.

Реверсированный ток (рис. 4), несмотря на равномерную структуру осадка, приводит к высокой плотности (4000 шт./мм²) образования крючкообразных усов небольшой длины (до 10,2 мкм). Полученные «усы» олова схожи по форме и размеру с полученными Ron Gedney [12] «усами» на поверхности покрытий Sn-Pb и Sn-Ag после 3000 циклов термоциклирования, где они считались незначительными и наиболее безопасными с точки зрения надежности работы электронной техники.

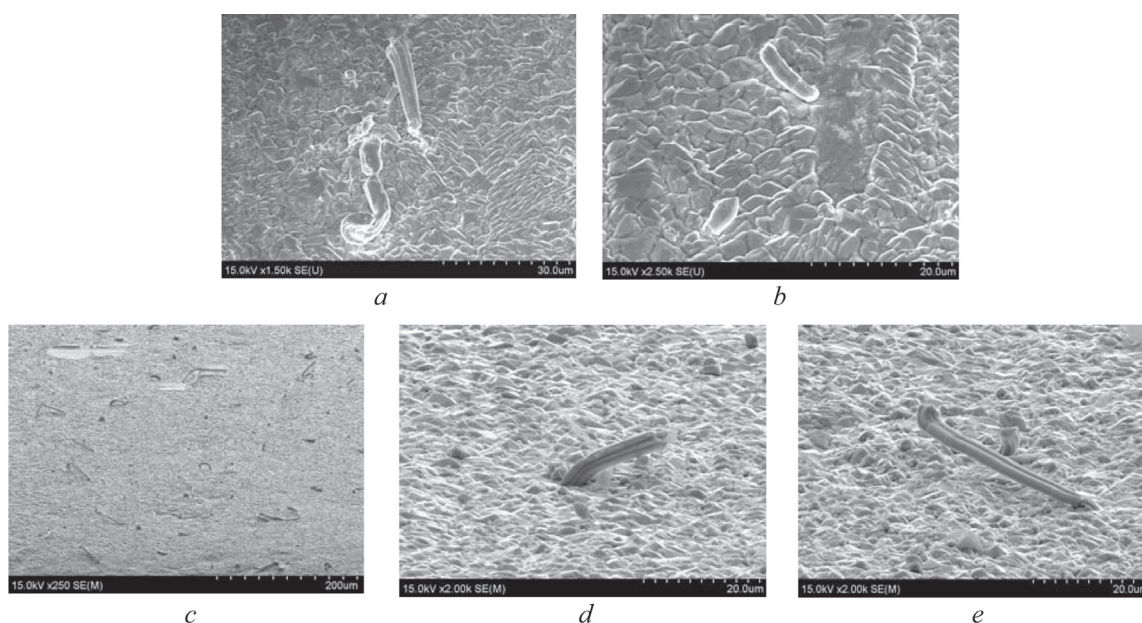


Рис. 3. Микрофотографии рельефа поверхности сплава Sn-Bi, полученного при электролизе импульсным током, $i_{\text{cp}} = 2,0$ А/дм², скважность $q = 5$, $f = 100$ Гц (*a, b*) и $f = 1000$ Гц (*c–e*); $a - \times 1500$, $b - \times 2500$, $c - \times 250$; $d, e - \times 2000$

Fig. 3. SEM images of Sn-Bi alloys obtained at pulsed current, $i_{\text{av}} = 2.0$ A/dm², $q = 5$, $f = 100$ Hz (*a, b*) and $f = 1000$ Hz (*c–e*); $a - \times 1500$, $b - \times 2500$, $c - \times 250$; $d, e - \times 2000$

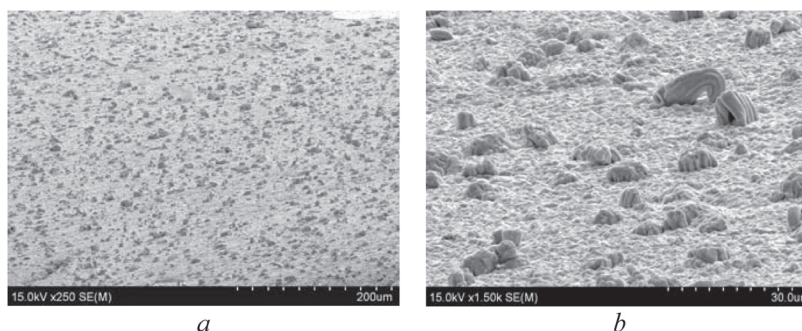


Рис. 4. Микрофотографии рельефа поверхности сплава Sn-Bi, полученного при электролизе реверсированным током, $i_{cp} = 2,0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1 \text{ Гц}$, $\gamma = 1,5$; $a - \times 250$, $b - \times 1500$

Fig. 4. SEM images of Sn-Bi alloys obtained at reversed current, $i_{av} = 2.0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1 \text{ Hz}$, $\gamma = 1.5$; $a - \times 250$, $b - \times 1500$

Возможным фактором влияния на длину и форму «усов» может быть пористость осадка. Авторы [13] высказали идею о том, что пористость помогает снижать внутренние напряжения в тонких пленках. Наличие множества несквозных пор в покрытии, полученном на реверсированном токе низкой частоты, может объясняться механизмом электрокристаллизации таких покрытий, когда действие обратного импульса заключается либо в частичном растворении покрытия, либо в изменениях, связанных с пассивированием осадка [11]. При относительно большом количестве электричества в обратных импульсах при значительных длительностях их протекания растворяются не только грани растущих кристаллов, но и границы зерен. Возможно также обнажение на плоских гранях растущих кристаллов дислокаций. Формирование большого числа микрослоев растущего осадка приводит к множественному перекрыванию возможных пор. В послеэлектролизный период процессы фазовых и структурных превращений в металлах происходят путем перегруппировки атомов, совершающих скачкообразные переходы в вакансионные узлы кристаллической решетки. Интенсивность этого процесса определяется потенциальным барьером, который характеризуется величиной энергии активации самодиффузии [14]. Поры действуют как «ловушки» для вакансий и тем самым понижают значение этой энергии [15]. Таким образом, наличие множества перекрывающихся пор в осажденном покрытии создает более «извилистые» пути диффузии атомов и тем самым замедляет рост «усов», в результате чего последние имеют крючкообразную форму и небольшую длину (см. рис. 4).

Таким образом, варьируя параметры электролиза и тем самым изменяя пористость осадка, его микроструктуру и количественный состав, становится возможным контролировать характер роста «усов». Влияние частоты реверсированного тока (1 и 1000 Гц) на микрорельеф поверхности и образование нитевидных «усов» приведено на рис. 5.

Из рисунка видно, что с помощью реверсированного тока формируется равномерная мелкокристаллическая микроструктура. На покрытии, сформированном на частоте 1 Гц, она более мелкокристаллическая, однако плотность «усов» на такой поверхности больше. Содержание висмута в обоих случаях примерно одинаково (0,44 и 0,47 мас.%). Несмотря на это, их длина при частоте 1 Гц существенно меньше, чем на покрытиях, полученных при 1000 Гц. Встречаются нитевидные кристаллы длиной до 27 мкм, средняя длина подавляющего большинства равна ~7 мкм. При использовании частоты 1000 Гц «усы» встречаются реже (плотность появления 200 шт./мм²), вместе с тем их длина возросла до 30,3 мкм. Встречаются даже изогнутые нити длиной 80,2 мкм.

При электроосаждении на реверсированном токе еще одним параметром для варьирования может быть коэффициент заполнения импульсов, который характеризует степень заполнения энергией периода колебаний и находится по формуле

$$\gamma = \frac{\tau_{пр} + \tau_{обр}}{\tau_{пр} - \tau_{обр}},$$

где $\tau_{пр}$ – длительность прямого (катодного) импульса, $\tau_{обр}$ – длительность обратного импульса.

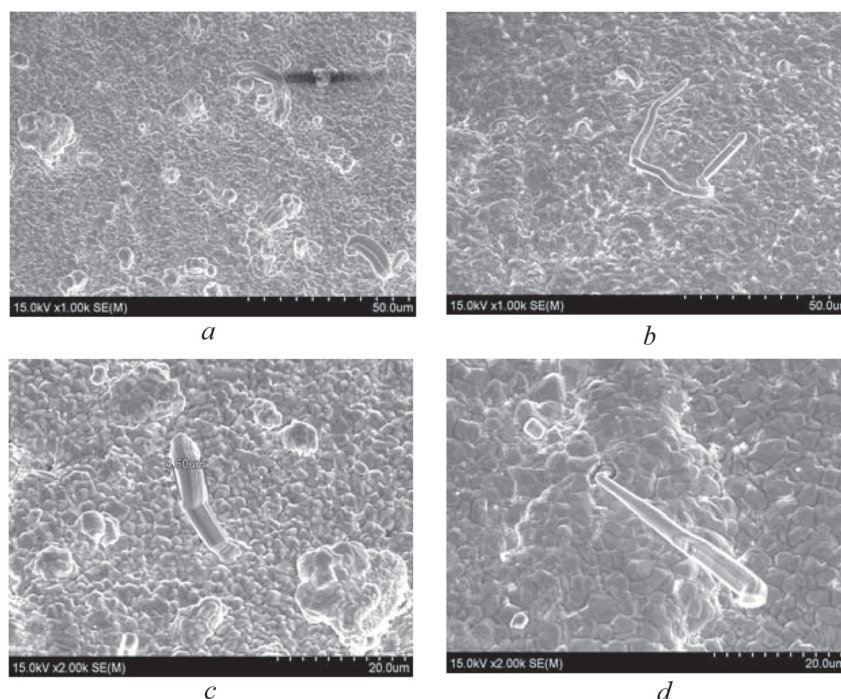


Рис. 5. Микрофотографии рельефа поверхности сплава Sn-Bi, полученного при электролизе реверсированным током, после 1 года хранения, $i_{cp} = 2,0 \text{ A/дм}^2$, $\gamma = 1,5$; $a-f = 1 \text{ Гц}$, $\times 1000$; $b-f = 1000 \text{ Гц}$, $\times 1000$; $c-f = 1 \text{ Гц}$, $\times 2000$; $d-f = 1000 \text{ Гц}$, $\times 2000$

Fig. 5. SEM images of Sn-Bi alloys, obtained at reversed current, after 1 year of storage, $i_{av} = 2.0 \text{ A/dm}^2$, $\gamma = 1.5$; $a-f = 1 \text{ Hz}$, $\times 1000$; $b-f = 1000 \text{ Hz}$, $\times 1000$; $c-f = 1 \text{ Hz}$, $\times 2000$; $d-f = 1000 \text{ Hz}$, $\times 2000$

Как видно из рис. 5, a , c и b при частоте 1 Гц с повышением коэффициента заполнения импульсов от 1,1 до 1,5, то есть с уменьшением длительности катодного импульса и увеличением длительности анодного, покрытие формируется с более однородной по размеру зерна структурой, с одинаково ориентированными гранями кристаллитов, растущими в тангенциальном направлении. Плотность «усов» с повышением γ значительно возрастает при одновременном уменьшении длины. Ее значение снижается с максимального значения 83,8 мкм при $\gamma = 1,1$ до максимального 27 мкм при $\gamma = 1,5$. Стоит отметить, что средняя длина большинства нитевидных кристаллов при $\gamma = 1,5$ равна ~ 7 мкм.

При повышении частоты реверсированного тока при формировании осадка до 1000 Гц плотность появления «усов» при различных коэффициентах заполнения примерно одинакова (рис. 5, b , d ; 7). Однако их длина так же, как и при частоте тока 1 Гц, существенно возрастает с понижением величины γ до 1,1. Максимальная длина при $\gamma = 1,5$ равна 80,2 мкм, а при $\gamma = 1,1$ – 130,7 мкм. Таким образом, коэффициент заполнения импульсов оказывает заметное влияние на рост «усов», значительно повышая их длину со снижением своего значения. Более высокая частота импульсов также приводит к увеличению длины «усов».

Влияние средней плотности тока на микрорельеф поверхности отражено на рис. 5, a , c и 8. Из представленных снимков видно, что режим с использованием средней плотности тока $2,0 \text{ A/дм}^2$ предпочтительнее, чем при $1,0 \text{ A/дм}^2$. Микроструктура покрытия однородная, сглаженная с планарным ростом кристаллитов. Содержание висмута при $i_{cp} 1,0$ и $2,0 \text{ A/дм}^2$ – 0,42 и 0,44 мас.% соответственно. Плотность появления «усов» при $i_{cp} = 2,0 \text{ A/дм}^2$ выше, однако их рост осуществляется гораздо медленнее. Максимальная длина при средней плотности тока $1,0 \text{ A/дм}^2$ – 43,3 мкм, при $2,0 \text{ A/дм}^2$ – 27 мкм. В работах [7, 16] отмечено увеличение пористости покрытия и замедление процесса роста «усов» при повышении плотности тока. Вероятно, и при нестационарном электролизе действует эта закономерность, что подтверждают данные, полученные в результате исследования.

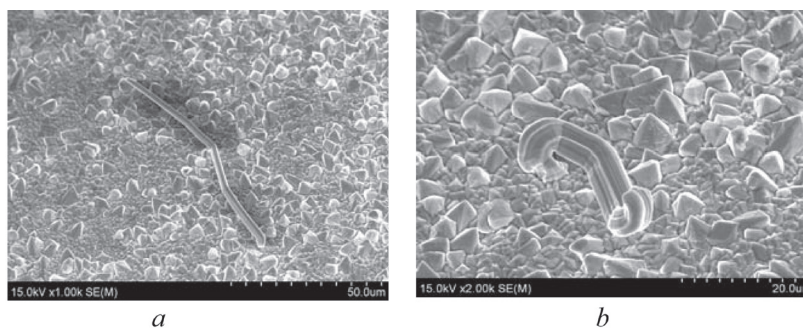


Рис. 6. Микрофотографии рельефа поверхности сплава Sn-Bi, полученного при электролизе реверсированным током, после 1 года хранения, $i_{cp} = 2,0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1 \text{ Гц}$, $\gamma = 1,1$; $a - \times 1000$, $b - \times 2000$

Fig. 6. SEM images of Sn-Bi alloys, obtained at reversed current, after 1 year of storage, $i_{av} = 2.0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1 \text{ Hz}$, $\gamma = 1.1$; $a - \times 1000$, $b - \times 2000$

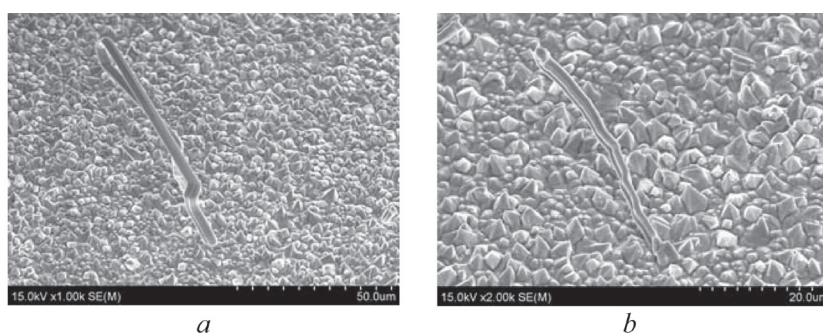


Рис. 7. Микрофотографии рельефа поверхности сплава Sn-Bi, полученного при электролизе реверсированным током, после 1 года хранения, $i_{cp} = 2,0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1000 \text{ Гц}$, $\gamma = 1,1$; $a - \times 1000$, $b - \times 2000$

Fig. 7. SEM images of Sn-Bi alloys, obtained at reversed current, after 1 year of storage, $i_{av} = 2.0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1000 \text{ Hz}$, $\gamma = 1.1$; $a - \times 1000$, $b - \times 2000$

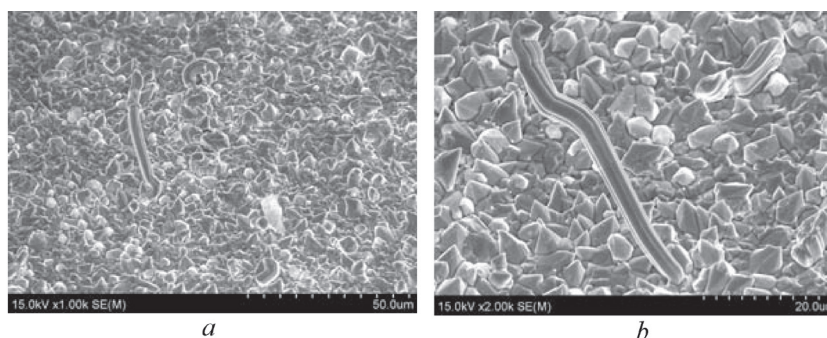


Рис. 8. Микрофотографии рельефа поверхности сплава Sn-Bi, полученного при электролизе реверсированным током, после 1 года хранения, $i_{cp} = 1,0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1 \text{ Гц}$, $\gamma = 1,5$; $a - \times 1000$, $b - \times 2000$

Fig. 8. SEM images of Sn-Bi alloys, obtained at reversed current, after 1 year of storage, $i_{av} = 1.0 \text{ A/dm}^2$, $f = 1 \text{ Hz}$, $\gamma = 1.5$; $a - \times 1000$, $b - \times 2000$

Вместе с тем пористость снижает коррозионную стойкость покрытий. В таблице представлены значения скоростей саморастворения покрытий олово-висмут, полученных при различных режимах электролиза. Образцы выдерживались в агрессивной среде (раствор NaCl 30 г/л) в течение 96 ч.

Несмотря на высокое значение скорости саморастворения при отмеченном выше режиме осаждения ($i_{cp} = 2,0 \text{ A/dm}^2$, $\gamma = 1,5$, $f = 1 \text{ Гц}$) в сравнении с остальными режимами нестационарного электролиза, оно на 14 % ниже значения, полученного при использовании стационарного режима электролиза. При этом длина «усов» в покрытии, полученном на постоянном токе, существенно больше.

Коррозионная стойкость покрытий сплавом Sn-Bi, сформированных при различных режимах электролиза, $i_{cp} = 2,0$ А/дм²**Corrosion resistance of Sn-Bi alloys formed under different electrolysis modes, $i_{av} = 2.0$ A/dm²**

Режим электролиза	Скорость саморастворения, г/м ² ·ч
Постоянный ток	0,0214
Импульсный ток: $f = 1$ Гц $q = 5$	0,0080
Импульсный ток: $f = 1000$ Гц, $q = 5$	0,0053
Реверсированный ток: $f = 1$ Гц, $\gamma = 1,5$	0,0187
Реверсированный ток: $f = 1000$ Гц, $\gamma = 1,5$	0,0120

Заключение. На основании приведенных данных можно сделать вывод, что использование нестационарного электролиза позволяет эффективно воздействовать на структуру и образование «усов» олова на поверхности бессвинцовых покрытий под пайку без усложнения технологии изготовления элементов электронной техники. Наиболее медленный рост «усов» отмечен на реверсированном токе со средней плотностью $2,0$ А/дм², частоте следования импульсов тока 1 Гц и коэффициенте заполнения $1,5$.

Список использованных источников

1. Гаврилов, С. А. Электрохимические процессы в технологии микро- и нанoeлектроники / С. А. Гаврилов, А. Н. Белов. – М.: Высш. образование, 2009. – 258 с.
2. Медведев, А. Форум по бессвинцовым технологиям пайки / А. Медведев, А. Новиков // Технологии в электронной промышленности. – 2007. – № 4. – С. 48–54.
3. Лапина, Л. Н. Применение электролитических сплавов в технологии изготовления электронной техники / Л. Н. Лапина, Г. Е. Попова, Г. А. Трубачева // Обзоры по электронной технике. Сер. 6, Материалы. – М.: ЦНИИ «Электроника», 1980. – Вып. 6 (745). – С. 27–28.
4. Якобсен, К. «Усы» олова / К. Якобсен // Технологии в электронной промышленности. – 2008. – № 3. – С. 14–15.
5. The effect of electroplating parameters and substrate material on tin whisker formation / M. A. Ashworth [et al.] // Microelectronics Reliability. – 2015. – Vol. 55. – P. 180–191.
6. Mechanical deformation-induced Sn whiskers growth on electroplated films in the advanced flexible electronic packaging / Shih-Kang Lin [et al.] // J. Mater. Res. – 2007. – Vol. 7, iss. 22. – P. 1975–1986.
7. Winterstein, J. P. The influence of porosity on whisker growth in electroplated tin films / J. P. Winterstein, M. G. Norton // J. Mater. Res. – 2006. – Vol. 12, iss. 21. – P. 2971–2974.
8. Anocha, S. Matte tin (Sn) plating of semiconductor devices – whisker growth study / Anocha Sriyarunya, Dhiraj Bansal // IPC/JEDEC. 6th International Conference on Lead Free Electronic Components and Assemblies. – 2004. – P. 1–17.
9. NEMI tin whisker method standards / Irina Boguslavsky [et al.] // Proceedings of the SMTA International Conference, Chicago, Illinois, September 21–25, 2003. – 2003. – P. 3–10.
10. Ильин, В. А. Цинкование, кадмирование, оловянирование и свинцевание / В. А. Ильин. – Л.: Машиностроение, 1983. – 87 с.
11. Костин, Н. А. Импульсный электролиз / Н. А. Костин, В. С. Кублановский, А. В. Заблудовский. – Киев: Наук. думка, 1989. – 168 с.
12. Tin Whisker Projects [Electronic resource]. – Mode of access: http://inemi.org/webdownload/newsroom/Presentations/Amsterdam04_tin_whiskers.pdf. – Date of access: 01.02.2015.
13. Watanabe, T. Nano plating – microstructure formation theory of plated films and a database of plated films / T. Watanabe. – Oxford: Elsevier Science, 2004. – 714 p.
14. Ткаченко, Ф. К. О факторах, определяющих уровень энергии активации самодиффузии в металлах / Ф. К. Ткаченко, В. И. Мирошниченко, И. Ф. Ткаченко // Вестн. Приазов. гос. техн. ун-та. Сер.: Техн. науки. – 2011. – № 22. – С. 135–139.
15. Anal, A. K. Self-diffusion in a porous metal: the first empirical correlations for estimating pore-modified tracer self-diffusion parameters, D_0 and Q / A. K. Anal, G. S. Tendolkar // Acta. Metall. – 1986. – Vol. 34. – P. 1607–1615.
16. Xiao, G.-W. Effect of Cu stud microstructure and electroplating process on intermetallic compounds growth and reliability of flipchip solder bump / G.-W. Xiao // IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies. – 2001. – Vol. 24, N 4. – P. 682–690.

References

1. Gavrilov S. A., Belov A. N. *Electrochemical processes in the technology of micro and nanoelectronics*. Moscow, Vysshee obrazovanie Publ., 2009. 258 p. (in Russian).
2. Medvedev A., Novikov A. Forum on lead-free soldering technology. *Technologii v elektronnoi promyshlennosti* [Technologies in Electronics Industry], 2007, no. 4, pp. 48–54 (in Russian).

3. Lapina L. N., Popova G. E., Trubacheva G. A. Application of electrolytic alloys in the technology of manufacturing of electronic equipment. *Obzory po elektronnoy tekhnike. Ser. 6, Materialy* [Electronics review. Series 6: Materials]. Moscow, Central Research Institute of Economics, Control Systems and Information “Electronics”, 1980, iss. 6 (745), pp. 27–28 (in Russian).
4. Jakobson K. “Mustache” of tin. *Tekhnologii v elektronnoi promyshlennosti* [Technologies in Electronics Industry], 2008, no. 3, pp. 14–15 (in Russian).
5. Ashworth M. A., Wilcox G. D., Higginson R. L., Heath R. J., Liu C., Mortimer R. J. The effect of electroplating parameters and substrate material on tin whisker formation. *Microelectronics Reliability*, 2015, vol. 55, iss. 1, pp. 180–191. Doi: 10.1016/j.microrel.2014.10.005
6. Shih-Kang Lin, Yuhi Yorikado, Junxiang Jiang, Keun-Soo Kim. Mechanical deformation-induced Sn whiskers growth on electroplated films in the advanced flexible electronic packaging. *Journal of Materials Research*, 2007, vol. 22, iss. 7, pp. 1975–1986. Doi: 10.1557/jmr.2007.0232
7. Winterstein J. P., Norton M. G. The influence of porosity on whisker growth in electroplated tin films. *Journal of Materials Research*, 2006, vol. 21, iss. 12, pp. 2971–2974. Doi: 10.1557/jmr.2006.0368
8. Anocha Sriyarunya, Dhiraj Bansal. Matte tin (Sn) plating of semiconductor devices – whisker growth study. *IPC/JEDEC 6th International Conference on Lead Free Electronic Components and Assemblies*, 2004, pp. 1–17.
9. Boguslavskii I., Bush P., Kam-Lum E., Kwoka M., McCullen J., Spalding K., Vo N., Williams M. NEMI tin whisker method standards. *Proceedings of the SMTA International Conference, Chicago, Illinois, September 21–25, 2003*, pp. 3–10.
10. Il'in V. A. *Zinc, cadmium, tin and lead-plating*. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1983. 87 p. (in Russian).
11. Kostin N. A., Kublanovskii V. S., Zabludovskii A. V. *Pulsed Electrolysis*. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1989. 168 p. (in Russian).
12. *Tin Whisker Projects*. Available at: http://inemi.org/webdownload/newsroom/Presentations/Amsterdam04_tin_whiskers.pdf (accessed 01 February 2015).
13. Watanabe T. *Nano plating – microstructure formation theory of plated films and a database of plated films*. Oxford, Elsevier Science, 2004. 714 p.
14. Tkachenko F. K., Miroshnichenko V. I., Tkachenko I. F. On the factors that determine the level of activation energy of self-diffusion in metals. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo technicheskogo universiteta, Ser.: Texnicheskie nauki* [Bulletin of the Priazov State Technical University. Series: Engineering], 2011, no. 22, pp. 135–139 (in Russian).
15. Anal A. K., Tendolkar G. S. Self-diffusion in a porous metal: the first empirical correlations for estimating pore-modified tracer self-diffusion parameters, D0 and Q. *Acta Metallurgica*, 1986, no. 34, pp. 1607–1615. Doi: 10.1016/0001-6160(86)90107-0
16. Xiao G.-W., P.C.H. Chan, A. Teng, Jian Cai, M.M.F. Yuen Effect of Cu stud microstructure and electroplating process on intermetallic compounds growth and reliability of flip chip solder bump. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, 2001, vol. 24, no. 4, pp. 682–690.

Информация об авторах

Василец Виктория Константиновна – научный сотрудник, научно-исследовательская лаборатория «Функциональные пленочные системы», Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (ул. П. Бровки, 6, 220013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: tbranz5@gmail.com

Хмыль Александр Александрович – доктор технических наук, профессор, научно-исследовательская лаборатория «Функциональные пленочные системы», Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (ул. П. Бровки, 6, 220013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: hmyl@bsuir.by

Кушнер Лариса Константиновна – старший научный сотрудник, научно-исследовательская лаборатория «Функциональные пленочные системы», Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (ул. П. Бровки, 6, 220013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: kushner@bsuir.by

Кузьмар Инна Иосифовна – кандидат технических наук, научно-исследовательская лаборатория «Функциональные пленочные системы», Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (ул. П. Бровки, 6, 220013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: inna_kuzmar@list.ru

Information about the authors

Vasilets Viktoria Konstantinovna – Researcher, Research Laboratory “Functional electroplated systems”, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Brovka Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: tbranz5@gmail.com

Khmyl Aleksandr Aleksandrovich – D. Sc. (Engineering), Research Laboratory “Functional electroplated systems”, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Brovka Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: hmyl@bsuir.by

Kushner Larisa Konstantinovna – Senior Researcher, Research Laboratory “Functional electroplated systems”, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Brovka Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: kushner@bsuir.by

Kuzmar Inna Iosifovna – Ph. D. (Engineering), Research Laboratory “Functional electroplated systems”, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Brovka Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: inna_kuzmar@list.ru

Для цитирования

Влияние режима электролиза на образование «усов» в покрытиях на основе олова / В. К. Василец [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2017. – № 2. – С. 30–39.

For citation

Vasilets V. K., Khmyl A. A., Kushner L. K., Kuzmar I. I. The effect of electroplating parameters on tin “whiskers” formation. *Vesti Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 30–39 (in Russian).

Г. А. Вершина, Л. Е. Реут

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ ФТОРОПЛАСТОВОЙ ЛЕНТЫ ПРИ СВРАЧИВАНИИ В КОЛЬЦО

В работе рассматривается технологический процесс изготовления уплотнительных фторопластовых колец из ленточной заготовки и исследуется возможность их получения методом холодной навивки ленты на цилиндрическую оправку и разрезания спирали на кольца без последующей операции нагрева и термофиксации размеров. Основанием для принятия такой технологии является анализ механических свойств фторопласта-4 и его деформационное поведение в условиях силового воздействия. Исследования показывают, что высокая пластичность материала и склонность фторопласта-4 к хладотекучести способствуют возникновению необратимых деформаций при низких температурах и невысоких нагрузках и делают возможной получение фторопластовых изделий методом холодного формования реально осуществимой, подобно тому, как это происходит в металлах, но с учетом особенностей свойств полимера. Поскольку процесс перестройки структуры и достижение ею равновесного состояния имеет релаксационный характер, необходимым этапом холодного формоизменения является выдержка изделия под нагрузкой в течение времени, требуемого для сохранения детали заданных размеров. При этом точность размеров получаемых колец в значительной степени определяется точностью инструмента (цилиндрического калибра), на который производится навивка ленты. Рассматривая данную схему деформирования как чистый изгиб, при котором в заготовке возникают области растяжения и сжатия, и принимая для фторопласта модель твердого деформируемого тела с возможностью возникновения упругих и остаточных деформаций, авторами впервые обосновано и доказано, что при сжатии фторопласт-4 ведет себя как жестко-пластичный материал, а при растяжении модель его поведения соответствует упругопластичному материалу, сохраняющему даже при значительных необратимых изменениях некоторую долю упругих деформаций. Это приводит к пружинению детали после разгрузки и изменению проектного размера, что следует учитывать при разработке технологического процесса и проектировании инструмента. Авторами разработана методика расчета калибровочного инструмента с учетом эффекта упругого последельствия в изделии, позволяющая получать фторопластовые кольца требуемых размеров и формы. Полученные результаты являются достоверными и подтверждены экспериментально.

Ключевые слова: фторопласт, структура, механические свойства, модель материала, деформационное поведение при силовом нагружении, упругие и остаточные деформации, рекристаллизация, холодное формоизменение заготовки, изгиб ленты, модель поведения при растяжении и сжатии, пружинение, расчет инструмента

G. A. Vershina, L. E. Reut

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

ELASTO-PLASTIC BENDING OF A FLUOROPLASTIC TAPE AT BENDING IN A RING

A technological process of production of sealing fluoroplastic rings from a band workpiece is considered and the possibility of their production by a method of cold coiling of the tape on a cylindrical mandrel is investigated; the helix is cut in rings without subsequent heating operation and thermal fixing of sizes. The basis for adoption of such a technology is the analysis of mechanical properties and deformation behavior of fluoroplastic-4 in the conditions of power influence. Researches show that high plasticity of material and tendency of fluoroplastic-4 to cold flow contribute to emergence of irreversible deformations at low temperatures and low loadings and make possible obtaining fluoroplastic products by method of cold formation just as it occurs in metals, but taking into account particularities of polymer properties. Since the process of reorganization of structure and achievement of the equilibrium state has relaxation character, a necessary stage of cold forming is the endurance of a product under loading during the time required for preservation of given sizes by a detail. At the same time the accuracy of sizes of obtained rings is substantially defined by the tool accuracy (cylindrical caliber) on which is produced by winding of the tape. Considering this scheme of deformation as a pure bending at which there are areas of stretching and compression in a billet, and accepting for a fluoroplastic a model of a solid deformable body with possibility of elastic and residual deformations, it is for the first time proved by authors that fluoroplastic-4 behaves at compression as a rigid and plastic material, and at stretching the model of its behavior corresponds to elastic-plastic material. It means that zone of compression is completely captured by irreversible deformation and its sizes after unloading aren't restored, and stretching zone even at

considerable irreversible changes keeps some share of elastic deformations. After unloading, even after completion of relaxation processes, it leads to springing and, as a result, to partial restoration of its form and changes of its design size that should be considered during the development of technological process and designing of the tool. Authors have developed the method of calculation of the calibration tool taking into account effect of elastic after-effect in a product allowing obtaining fluoroplastic rings of required sizes and forms. The obtained results are reliable and are confirmed experimentally.

Keywords: fluoroplastic, structure, mechanical properties, material model, deformation behavior at power loading, elastic and residual deformations, recrystallization, cold forming of preparation, bending of a tape, behavior model at stretching and compression, springing, calculation of the tool

Введение. Полимеры занимают одно из ведущих мест среди конструкционных материалов и широко используются в различных отраслях промышленности и народного хозяйства. Благодаря своим уникальным свойствам они применяются в радиоэлектронике и приборостроении, в электротехнической, химической и пищевой промышленности, в сельском хозяйстве и медицине, военной и космической технике. Однако особую значимость они приобретают в машиностроительном и строительном производстве. Высокая востребованность полимерных изделий обусловлена особенностями их свойств, обеспечивающих требуемые эксплуатационные качества в различных температурно-силовых условиях, что в сочетании с высокой прочностью и долговечностью материала, простотой его обработки и переработки, а также возможностью получения химическим путем в любом количестве и с любыми заданными свойствами делает полимеры для определенных назначений практически незаменимыми [1].

Достойное место в ряду полимерных конструкционных материалов занимают фторопласт и модификации на его основе. Высокие эксплуатационные характеристики фторопласта-4 – химическая инертность к любым агрессивным средам, уникальная для пластмасс термостойкость и морозостойкость, высокие антифрикционные свойства и гидрофобность, а также прочность и эластичность материала, сохраняемые в диапазоне температур от -269 до $+260$ °С, – обеспечивают фторопласту широкое применение в узлах и механизмах различных машиностроительных конструкций. Из фторопласта-4 изготавливают изделия самых разнообразных форм, однако, учитывая, что вследствие высокой молекулярной массы материал не способен переходить в текучее состояние, а значит, не может быть подвергнут экструзии, основным технологическим процессом изготовления изделий является холодное прессование и спекание порошкообразного полимера с последующей механической обработкой заготовки для придания ей готовой формы. Среди всех существующих полимеров фторопласт-4 обладает самой высокой плотностью ($2,2-2,3$ г/см³), что обеспечивает хорошую податливость при обработке резанием – сверлении, фрезеровании, точении, шлифовании, а также имеет высокую деформируемость, проявляемую даже при низких температурах и позволяющую изготавливать фторопластовые изделия методами силового формоизменения [2, 3].

Цель работы. В работе рассматривается технологический процесс изготовления уплотнительных фторопластовых колец, получаемых из ленточной заготовки путем ее наматывания на цилиндрическую оправку с последующими нагреванием, термофиксацией и разрезкой на кольца [4, 5]. В сравнении с существующими технологиями данный метод обладает рядом преимуществ, связанных со значительным снижением отходов производства и повышением производительности за счет автоматизации полного производственного цикла. Однако необходимость обязательной термообработки детали для фиксации ее размеров и формы приводит к дополнительным энергозатратам, требует увеличения времени изготовления и, как следствие, повышает стоимость изделий.

Целью работы является исследование возможности изготовления колец методом *холодной навивки* ленты на цилиндрическую оправку и разрезания спирали на кольца без последующей их термофиксации, а также расчет инструмента, обеспечивающего получение изделий требуемого диаметра.

Анализ свойств фторопласта и обоснование метода. Следует заметить, что вопрос холодного формования полимеров, подобно холодной обработке давлением металлических материалов (холодная прокатка, штамповка, гибка, волочение, накатка резьбы, навивка пружин и т. д.), давно рассматривается в качестве возможной технологии получения полимерных изделий как

наиболее экономичной по сравнению с горячим формованием и наименее отходной по сравнению с обработкой резанием. Основанием для принятия такой технологии является анализ механических свойств фторопласта-4 и его поведения в условиях силового воздействия [6], который показывает, что получение фторопластовых изделий *методом холодного формования* реально осуществимо и основано на *высокой пластичности* материала, способной для придания готовому изделию требуемых размеров и формы обеспечить создание в нем необходимых остаточных деформаций, а также на склонности фторопласта-4 к *хладотекучести*, способствующей возникновению необратимых деформаций при низких температурах и невысоких нагрузках. При этом, учитывая релаксационный характер процесса, требующий времени для перестройки структуры и достижения равновесного состояния, при холодном формовании необходима выдержка изделия под нагрузкой в течение 3–4 ч [7], после чего деформации достигают конечной величины и размеры детали уже не изменяются. Однако после разгрузки происходит некоторое пружинение и частичное восстановление формы, также протекающее во времени, поэтому для получения изделий требуемых размеров эффект упругого последействия должен быть учтен при проектировании инструмента.

Расчетная модель фторопласта. Постановка и решение задачи. Для теоретического описания и расчета технологического процесса необходимо принятие структурной модели материала, модели его деформационного поведения в условиях силового поля, а также силовой модели нагружения, устанавливающей вид деформации, которая возникает при формоизменении фторопластовой ленты.

На основании проведенного анализа установлено, что вследствие высокой степени кристалличности, полученной при полимеризации и рекристаллизационных процессах, структуру фторопласта-4 с достаточно точным приближением можно рассматривать как *полностью кристаллическую, сплошную и однородную*, соответствующую строению материалов, изучаемых в механике твердых деформируемых сред, а его механическое поведение – аналогичным поведению указанных материалов, считая, что во фторопласте при нагружении также возникают только *упругие* и *остаточные* деформации. При этом *упругая* деформация рассматривается как суммарная, состоящая из истинно упругой и высокоэластической деформаций, для которых (до определенных значений последней) принимается подчиненность закону Гука [8], а *остаточная* деформация является результатом рекристаллизации и истинно пластической деформации, возникающей в кристаллитах [6]. Что касается силовой модели нагружения, то сворачивание ленточной заготовки в кольцо путем наматывания на цилиндрическую оправку [4, 5] соответствует деформации *чистого изгиба*, что позволяет при расчете изделия использовать методы и подходы, принятые в *теории изгиба твердых деформируемых тел*. И поскольку изгиб сопровождается растяжением и сжатием волокон, при выполнении расчетов в качестве механических данных материала следует использовать прочностные характеристики фторопласта-4, определяющие его поведение именно при растяжении и сжатии.

Изготовление колец методом силового формоизменения предполагает создание в детали необратимых остаточных деформаций, и поскольку они возникают вследствие рекристаллизации, то фазовая перестройка, подобно пластической деформации в металлах, рассматривается как *предельное состояние* материала. Поэтому при выполнении расчетов основной механической характеристикой является *предел рекристаллизации* $\sigma_{\text{рекр}}$ – предельное напряжение, соответствующее началу необратимых процессов и возникновению необратимых деформаций. В различных литературных источниках по полимерным материалам встречаются и другие названия и обозначения для предела рекристаллизации, например, предел хладотекучести $\sigma_{\text{хл}}$, предел текучести $\sigma_{\text{т}}$ (по аналогии с металлами) и т. д., однако по своему физическому смыслу они одинаковы и обозначают напряжение, при котором в кристаллическом полимере начинаются необратимые процессы рекристаллизации. При этом напряжение $\sigma_{\text{т}}$ никак не связано с текучестью полимера, то есть его переходом в текучее (жидкое) состояние, однако именно такое обозначение для напряжения рекристаллизации встречается в литературе чаще всего. Поэтому, чтобы не нарушить терминологию используемых понятий и сохранить соответствие литературным источникам, в приведенных ниже расчетах напряжение рекристаллизации $\sigma_{\text{рекр}}$ будет обозначаться как

σ_T – напряжение, при котором происходят структурные изменения и возникают остаточные деформации. При этом, учитывая, что рекристаллизационные процессы во фторопласте-4 при растяжении и при сжатии начинаются при различных напряжениях, в приведенных ниже расчетах будут использованы соответствующие для этих деформаций обозначения: $\sigma_{T(сж)}$ и $\sigma_{T(раст)}$. Необходимо также принять во внимание и различие в характере деформаций, возникающих во фторопласте при растяжении и при сжатии. Согласно принятой модели деформационного поведения, полная деформация при нагружении представляет собой сумму двух составляющих – упругой деформации ($\epsilon_{упр} + \epsilon_{в.э.}$), исчезающей после разгрузки, и остаточной $\epsilon_{ост}$, сохраняемой материалом. Исследования показывают, что при сжатии фторопласта в его структуре практически полностью образуются необратимые остаточные деформации, а упругие деформации столь незначительны, что размеры образца не восстанавливаются даже с течением времени [9, 10]. Такое поведение фторопласта при *сжатии* позволяет принять для него модель *жестко-пластичного материала* (рис. 1, а), для которого упругими деформациями пренебрегают и в расчетах не учитывают. При *растяжении* фторопласт ведет себя как *упругопластичный материал* (рис. 1, б), сохраняющий даже при значительных необратимых изменениях некоторую долю упругих деформаций. После разгрузки эти деформации приводят к пружинению и частичному восстановлению формы, изменяя проектный размер детали, поэтому эффект упругого последствия необходимо учитывать при расчете технологического процесса и проектировании инструмента.

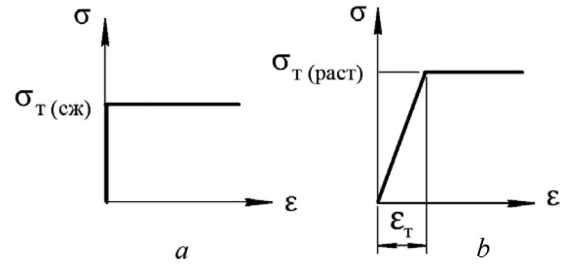


Рис. 1. Механическая модель фторопласта при сжатии (а), при растяжении (б)
 Fig. 1. Mechanical model of a fluoroplastic at compression (а), at stretching (б)

Рассмотрим процесс наматывания фторопластовой ленты прямоугольного сечения (рис. 2, а) на цилиндрическую оправку диаметром $d_{опр}$ (рис. 2, б) с целью придания заготовке кольцеобразной формы (рис. 2, с).

Согласно классической теории упругости принимаем $\sigma = E\epsilon$ и на основании гипотезы плоских сечений считаем, что деформации и напряжения по высоте сечения изменяются по линейному закону и подчиняются зависимостям [11]

$$\epsilon = y / \rho; \quad \sigma = E (y / \rho), \tag{1}$$

где ρ – радиус кривизны ($1/\rho$ – кривизна) изогнутой оси ленты; y – расстояние от нейтральной оси до точки сечения, в которой возникают указанные ϵ и σ (рис. 3, а).

Изгибающий момент в сечении определяется интегралом вида (рис. 3, а, б) [12, 13]

$$M_{изг} = \int_A \sigma y dA = \int_{-h/2}^{+h/2} \sigma y b dy. \tag{2}$$

Разбиваем интеграл (2) на зоны растяжения и сжатия и, учитывая, что в каждой из них фторопласт подчиняется соответствующей модели поведения – в области сжатия является *жестко-пластичным*, а в области растяжения – *упругопластичным*, определяем для каждой из них значение $M_{изг}$ [14, 15].

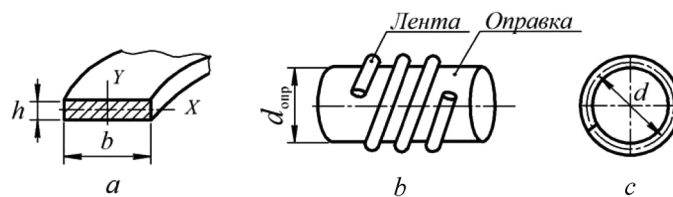


Рис. 2. Схема наматывания ленты на оправку
 Fig. 2. The scheme of winding of a tape on a mandrel

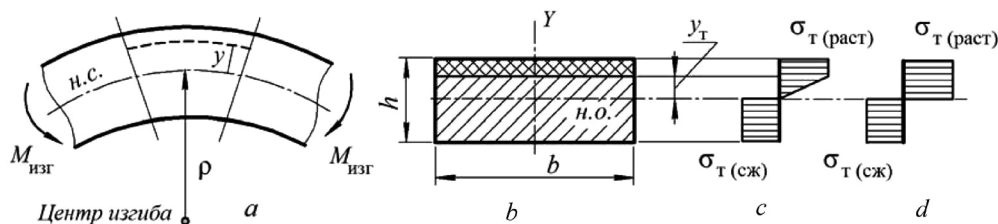


Рис. 3. Изгиб ленты и характер изменения напряжений в сечении

Fig. 3. Bending of a tape and character of change of tension in section

В зоне сжатия напряжения от нейтральной оси до края сечения постоянны и имеют значение $\sigma = \sigma_{T(сж)}$ (рис. 3, a, b). Тогда изгибающий момент $M_{изг(сж)}$ в этой области равен

$$M_{изг(сж)} = \int_{-h/2}^0 \sigma(-y) b dy = |\sigma = \sigma_{T(сж)}| = \frac{\sigma_{T(сж)} b h^2}{8}. \quad (3)$$

В зоне растяжения возникают две деформации: от нейтральной оси до точек $y = y_T$ имеет место упругая деформация с напряжениями $\sigma = E_{раст}(y/\rho)$, а от уровня y_T до края сечения – остаточная, в которой $\sigma = \sigma_{T(раст)}$ (рис. 3, a, b). И тогда изгибающий момент $M_{изг(раст)}$ в области растяжения соответственно равен

$$\begin{aligned} M_{изг(раст)} &= \int_0^{y_T} \sigma y b dy + \int_{y_T}^{+h/2} \sigma_{T(раст)} y b dy = \int_0^{y_T} E_{раст} \frac{y}{\rho} y b dy + \int_{y_T}^{+h/2} \sigma_{T(раст)} y b dy = \\ &= \frac{E_{раст} b y_T^3}{3\rho} + \frac{\sigma_{T(раст)} b}{2} \left(\frac{h^2}{4} - y_T^2 \right). \end{aligned} \quad (4)$$

Уровень сечения $y = y_T$ является границей между зоной упругих и зоной остаточных деформаций (рис. 3, b), в точках которой деформации и напряжения соответствуют значениям $\varepsilon = \varepsilon_T$ и $\sigma = \sigma_{T(раст)}$ (см. рис. 1, b). Тогда на основании выражений (1) имеем

$$y_T = \varepsilon_T \rho = \frac{\sigma_{T(раст)}}{E_{раст}} \rho. \quad (5)$$

Подставляем выражение (5) в (4) и после преобразования получаем окончательное значение изгибающего момента в зоне растяжения

$$M_{изг(раст)} = \frac{\sigma_{T(раст)} b h^2}{8} - \frac{\sigma_{T(раст)}^3 \rho^2 b}{6 E_{раст}^2}. \quad (6)$$

Полный изгибающий момент в сечении на основании (3) и (6) равен

$$M_{изг} = M_{изг(сж)} + M_{изг(раст)} = \frac{b h^2}{8} (\sigma_{T(сж)} + \sigma_{T(раст)}) - \frac{\sigma_{T(раст)}^3 \rho^2 b}{6 E_{раст}^2}, \quad (7)$$

откуда определяем полную кривизну изогнутой оси ленты, создаваемую суммарным действием упругих и остаточных деформаций

$$\frac{1}{\rho_{полн}} = \sqrt{\frac{\frac{\sigma_{T(раст)}^3 b}{6 E_{раст}^2}}{\frac{b h^2}{8} (\sigma_{T(раст)} + \sigma_{T(сж)}) - M_{изг}}}. \quad (8)$$

Совершенно очевидно, что с увеличением момента $M_{\text{изг}}$ кривизна ($1/\rho$) изогнутой ленты будет возрастать, что согласуется с теорией изгиба и подтверждается полученным выражением (8). Но при достижении моментом предельного значения

$$M_{\text{изг}} = M_{\text{пр}} = \frac{bh^2}{8} (\sigma_{\text{T(раст)}} + \sigma_{\text{T(сж)}}) \quad (9)$$

кривизна элемента становится равной $1/\rho = \infty$, $\rho = 0$ и $y_{\text{T}} = 0$ (5), что соответствует случаю, когда все сечение целиком (теперь не только в области сжатия, но и в области растяжения) охвачено остаточной деформацией (рис. 3, с). Однако поскольку кривизна не может обратиться в бесконечность, такая ситуация в действительности не осуществима и указанный предельный случай является чисто теоретическим. Кривизна элемента с продвижением необратимой деформации к нейтральной оси будет оставаться конечной до тех пор, пока в сечении будет существовать упругая зона. Поэтому применимость формулы (8) следует ограничивать не только *сверху*, то есть наличием областей с полностью необратимыми деформациями, но и *снизу*, когда в сечении имеют место только упругие области, а остаточные полностью отсутствуют [13, 14].

Определим значение изгибающего момента $M_{\text{изг}}$ при котором в растянутой части сечения возникают только упругие деформации, учитывая, что сжатая область является жестко-пластичной и упругих деформаций здесь нет. Кривизна элемента при упругих деформациях определяется формулой, выражающей закон Гука при изгибе [12, 13],

$$\frac{1}{\rho_{\text{упр}}} = \frac{M_{\text{упр}}}{E_{\text{раст}} I_x} = \left| I_x = \frac{bh^3}{12} \right| = \frac{12 M_{\text{упр}}}{E_{\text{раст}} bh^3}. \quad (10)$$

Наибольший изгибающий момент $M_{\text{изг}}$, до которого вся область растяжения испытывает только упругие деформации, определим через напряжения, приравняв последние к предельному значению $\sigma_{\text{T(раст)}}$, возникающему на краю сечения,

$$\sigma = \frac{M_{\text{упр}}}{W_x} = \left| W_x = \frac{bh^2}{6} \right| = \frac{6 M_{\text{упр}}}{bh^2} = \sigma_{\text{T(раст)}},$$

откуда

$$M_{\text{упр}} = \frac{bh^2 \sigma_{\text{T(раст)}}}{6}. \quad (11)$$

Тогда использование формулы (8) возможно только для значений изгибающего момента в пределах $M_{\text{упр}} \leq M_{\text{изг}} \leq M_{\text{пр}}$, равных на основании выражений (9) и (11)

$$\frac{bh^2 \sigma_{\text{T(раст)}}}{6} \leq M_{\text{изг}} \leq \frac{bh^2}{8} (\sigma_{\text{T(раст)}} + \sigma_{\text{T(сж)}}), \quad (12)$$

когда остаточная деформация (хотя бы частично) охватывает зону растяжения. Чем ближе значение $M_{\text{изг}}$ лежит к правой части выражения (12), тем большую кривизну будет иметь изогнутый элемент и тем большие области будут охвачены необратимыми остаточными деформациями, обеспечивающими сохранение размеров и формы изделия. Соответственно, при значениях $M_{\text{изг}}$ близких к левой части выражения (12), большая часть растянутой области сечения будет деформирована упруго. И поскольку $M_{\text{изг}}$ не может принимать предельное значение (9), значит, в области растяжения всегда будут присутствовать упругие деформации, которые, исчезая после снятия нагрузки, будут возвращать элемент к исходному состоянию, восстанавливая в той или иной степени его первоначальные размеры и форму.

Тогда остаточная кривизна ленты, сохраняемая ею после разгрузки и исчезновения упругих деформаций, на основании формул (8) и (10) может быть определена как

$$\frac{1}{\rho_{\text{ост}}} = \frac{1}{\rho_{\text{полн}}} - \frac{1}{\rho_{\text{упр}}} = \sqrt{\frac{\frac{\sigma_{\text{T(раст)}}^3 b}{6 E_{\text{раст}}^2}}{\frac{bh^2}{8} (\sigma_{\text{T(раст)}} + \sigma_{\text{T(сж)}}) - M_{\text{изг}}} - \frac{12 M_{\text{изг}}}{E_{\text{раст}} bh^3}}. \quad (13)$$

Величина остаточной деформации определяет, по сути, размеры готового изделия. Поскольку последние определены техническим заданием и заранее известны, значит, остаточную деформацию, то есть остаточную кривизну заготовки ($1/\rho_{\text{ост}}$), следует считать величиной заданной. На основании этого по формуле (13) можно вычислить значение момента $M_{\text{изг}}$, действующего в сечении, а далее по формуле (8) – полную кривизну заготовки ($1/\rho_{\text{полн}}$) в момент ее изгиба, по которой определить необходимый размер инструмента, обеспечивающий такую деформацию.

Возвращаясь к вопросу изготовления кольцевых деталей, получаемых путем навивки фторопластовой ленты на цилиндрическую оправку [4, 5], на основании предложенной методики расчета диаметр готового кольца, замеренный по оси ленты (рис. 2, с), будет определяться как $d = 2\rho_{\text{ост}}$, а диаметр оправки, обеспечивающий этот размер, может быть вычислен по формуле

$$d_{\text{опр}} = 2\rho_{\text{полн}} - 2(h/2) = 2\rho_{\text{полн}} - h. \quad (14)$$

Совершенно очевидно, что $d > d_{\text{опр}}$, поэтому изготовлению *одного готового кольца* диаметром d соответствует число витков n заготовки на оправке, равное

$$\pi(d - h) = \pi d_{\text{опр}} n, \quad \text{откуда} \quad n = \frac{(d - h)}{d_{\text{опр}}}. \quad (15)$$

В таблице приведены расчетные значения $M_{\text{изг}}$, $\rho_{\text{полн}}$, $d_{\text{опр}}$ и n для других размеров d фторопластовых колец, производимых по технологии [4, 5].

Показатель	Диаметр фторопластового кольца, мм								
	40	50	60	70	80	90	100	110	120
$M_{\text{изг}}$, Н·мм	76,25	75,82	75,42	75,10	74,78	74,48	74,25	73,99	73,81
$\rho_{\text{полн}}$, мм	10,5	11,7	12,7	13,5	14,2	14,8	15,3	15,8	16,2
$d_{\text{опр}}$, мм	19,0	21,4	23,4	25,0	26,4	27,6	28,6	29,6	30,4
n , витков	2,0	2,3	2,5	2,8	3,0	3,2	3,5	3,7	4,0

Следует заметить, что результаты расчетов, представленные в таблице, получены с использованием конкретных физико-механических данных ($\sigma_{\text{T(раст)}}$, $\sigma_{\text{T(сж)}}$, $E_{\text{раст}}$), указанных для фторопласта в справочной литературе. Однако в различных литературных источниках по полимерным материалам эти значения отличаются и в значительной степени зависят от условий нагружения (температуры, скорости и т. д.). Поэтому при рассмотрении определенной технологии и выполнении проектных расчетов необходимо проведение экспериментальных исследований и определение механических свойств материала для каждого конкретного случая. Это позволит получить более корректные результаты и обеспечит точность расчета, соответствующую данной технологии.

Заключение. Предложенная методика расчета технологического процесса изготовления фторопластовых колец дает достаточно достоверные результаты, подтверждаемые экспериментально, что позволяет считать вполне допустимым принятие для фторопласта *модели сплошного твердого деформируемого тела* и применение для описания его механического поведения методов и подходов, принятых в классической теории упругости и пластичности, разработанной для низкомолекулярных материалов.

Список использованных источников

1. Шур, А. М. Высокомолекулярные соединения / А. М. Шур. – М.: Высш. шк., 1981. – 656 с.
2. Привалко, В. П. Молекулярное строение и свойства полимеров / В. П. Привалко. – Л.: Химия, 2006. – 238 с.
3. Каргин, В. А. Структура и механические свойства полимеров / В. А. Каргин. – М.: Наука, 1979. – 449 с.
4. Способ изготовления разрезного кольца из полимерного материала и устройство для его осуществления : пат. Респ. Беларусь 14191 ; МПК F16J 9/00, B21F 11/00 / Г. А. Вершина, А. Ю. Пилатов. – Оpubл.: 30.04.2011.
5. Способ изготовления разрезных защитных колец из полимерного материала : пат. Респ. Беларусь 19073 / Г. А. Вершина, А. Ю. Пилатов. – Оpubл.: 30.04.2015.
6. Вершина, Г. А. Анализ деформационного поведения фторопласта-4 в условиях силового воздействия / Г. А. Вершина, Л. Е. Реут // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – № 4. – С. 23–30.
7. Кнунянц, И. Л. Краткая химическая энциклопедия : в 5 т. / И. Л. Кнунянц. – М.: Совет. Энцикл., 1964. – Т. 3. – 560 с.
8. Тугов, И. И. Химия и физика полимеров / И. И. Тугов, Г. И. Кострыкина. – М.: Химия, 2009. – 432 с.
9. Циклис, Д. С. Техника физико-химических исследований при высоких и сверхвысоких давлениях / Д. С. Циклис. – М.: Химия, 1965. – 416 с.
10. Гуль, В. Е. Структура и механические свойства полимеров / В. Е. Гуль, В. Н. Кулезнев. – М.: Лабиринт, 1994. – 370 с.
11. Тимошенко, С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко, Дж. Гудьер. – М.: Наука, 1979. – 566 с.
12. Биргер, И. А. Сопротивление материалов / И. А. Биргер, Р. Р. Мавлютов. – М.: Наука, 1986. – 560 с.
13. Феодосьев, В. И. Сопротивление материалов / В. И. Феодосьев. – М.: Наука, 1967. – 550 с.
14. Самуль, В. И. Основы теории упругости и пластичности / В. И. Самуль. – М.: Высш. шк., 1970. – 288 с.
15. Сторожев, М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М.: Машиностроение, 1977. – 423 с.

References

1. Shur A. M. *High-molecular connections*. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1981. 656 p. (in Russian).
2. Privalko V. P. *Molecular structure and properties of polymers*. Leningrad, Himiya Publ., 2006. 238 p. (in Russian).
3. Kargin V. A. *Structure and mechanical properties of polymers*. Moscow, Nauka Publ., 1979. 449 p. (in Russian).
4. Vershina G. A., Pilatov A. Yu. *Way of manufacturing of a cutting ring from a polymeric material and the device for its realisation*. Patent Republic of Belarus BY no. 14191. Publ. date 30.04.2011 (in Russian).
5. Vershina G. A., Pilatov A. Yu. *Way of manufacturing of cutting protective rings from a polymeric material*. Patent Republic of Belarus no. 19073. Publ. date 30.04.2015 (in Russian).
6. Vershina G. A., Reut L. E. The analysis of deformation behaviour of fluoroplastic-4 in the conditions of power influence. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2016, no. 4, pp. 23–30 (in Russian).
7. Knunyants I. L. (ed.). *Short chemical encyclopedia. Volume 3*. Moscow, Sovetskaya entsiklopediya Publ., 1964. 560 p. (in Russian).
8. Tugov I. I., Kostrykina G. I. *Chemistry and physics of polymers*. Moscow, Himiya Publ., 2009. 432 p. (in Russian).
9. Ciklis D. S. *Technique of physical and chemical researches with high and ultrahigh pressures*. Moscow, Himiya Publ., 1965. 416 p. (in Russian).
10. Gul' V. E., Kuleznev V. N. *Structure and mechanical properties of polymers*. Moscow, Labirint Publ., 1994. 370 p. (in Russian).
11. Timoshenko S. P., Guder D. *Theory of elasticity*. Moscow, Nauka Publ., 1979. 566 p. (in Russian).
12. Birger I. A., Mavlyutov R. R. *Resistance of materials*. Moscow, Nauka Publ., 1986. 560 p. (in Russian).
13. Feodos'ev V. I. *Resistance of materials*. Moscow, Nauka Publ., 1967. 550 p. (in Russian).
14. Samul V. I. *Bases of the theory of elasticity and plasticity*. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1970. 288 p. (in Russian).
15. Storozhev M. V., Popov E. A. *The theory of processing of metals pressure*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 423 p. (in Russian).

Информация об авторах

Вершина Георгий Александрович – кандидат технических наук, доцент, первый проректор, Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 220005, Минск, Республика Беларусь).

Реут Лариса Ефимовна – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры сопротивления материалов машиностроительного профиля, Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: sopromat_reut@mail.ru

Information about the authors

Vershina Georgij Aleksandrovich – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, First Vice-Rector, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., 220005, Minsk, Republic of Belarus).

Reut Larisa Efimovna – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Associate Professor of the Department of Resistance of Materials of a Machine-Building Profile, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: sopromat_reut@mail.ru

Для цитирования

Вершина, Г. А. Упругопластический изгиб фторопластовой ленты при сворачивании в кольцо / Г. А. Вершина, Л. Е. Реут // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 40–48.

For citation

Vershina G. A., Reut L. E. Elasto-plastic bending of a fluoroplastic tape at bending in a ring. *Vestsi Natsyianal'nai akademii navuk Belarusi. Seriya fizika-technychnych navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 40–48 (in Russian).

А. М. Артамонов

ООО «ИЗОВАК Технологии», Минск, Беларусь

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОНДЕНСАЦИИ ТОНКИХ ПЛЕНОК И ПРЕПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ЛИНЕЙНЫХ ПЕРЕСТРАИВАЕМЫХ ФИЛЬТРОВ

Линейные перестраиваемые фильтры являются одним из перспективных видов оптических изделий для создания приборов спектрометрии различного назначения. Применение данного вида изделий позволяет без снижения характеристик значительно упростить оптическую схему прибора. При использовании с классическими схемами линейные перестраиваемые фильтры дают возможность улучшить характеристики оптических устройств. С точки зрения технологии изготовления такого вида полосовых фильтров представляет собой достаточно сложную задачу. В статье представлены текущие результаты по разработке технологии производства линейных перестраиваемых фильтров. В ходе проведения работы было создано программное обеспечение, позволяющее рассчитывать распределение сконденсированного материала на поверхности подложки с учетом геометрии источника, подложки, масок и всей системы в целом. Проведен расчет оптических характеристик и анализ физических толщин линейного перестраиваемого фильтра, получены зависимости изменения толщины покрытия от координаты подложки. В основу геометрической модели для расчета легла геометрия вакуумного технологического оборудования Advanced Optical Coater (ВТО АОС) производства ООО «ИЗОВАК» (Республика Беларусь). Исходя из полученных данных при помощи программного обеспечения предложена оптимальная геометрия вакуумной маски для получения требуемого спектрального градиента.

Ключевые слова: оптика, фильтры, спектрометрия, осаждение, магнетрон, плазма, вакуумное маскирование, численное моделирование

A. M. Artamonov

IZOVAC Technologies Ltd, Minsk, Belarus

NUMERICAL SIMULATION OF THIN FILM CONDENSATION PROCESSES AND PRE-PRODUCTION ANALYSIS OF LINEAR VARIABLE FILTERS

Linear variable filters are one of the promising types of optical elements for creating multipurpose spectrometers. Application of this type of elements allows simplifying the optical scheme of the device significantly without great reduction of its characteristics. Using classical optical systems, linear variable filters improve the performance of optical devices. From the technology point of view, making this type of bandpass filter is a rather complex task. Current results of technology development of linear variable filters are considered in the article. In the course of work, a software was developed to calculate the distribution of condensed material on the substrate surface, taking into account the geometry of the source, substrate, masks and the whole system. Calculation of optical characteristics and analysis of the physical thicknesses of a linear variable filter were performed, and the dependence of the thickness of the coating on the coordinate of the substrate was obtained. The geometrical model for calculation was based on the geometry of the vacuum technological equipment – Advanced Optical Coater (VTE AOC), manufactured by IZOVAC Ltd. (Republic of Belarus). Based on the data obtained by using the software, the optimal geometry of the vacuum mask was proposed to obtain the required spectral gradient.

Keywords: optics, filters, spectrometry, deposition, magnetrons, plasma, vacuum mask, numerical simulation

Введение. Требования к оптическим интерференционным покрытиям постоянно возрастают, что требует создания новых подходов к технологии производства таких покрытий. В настоящей статье представлены результаты работы по созданию технологии производства линейных перестраиваемых фильтров.

Линейные перестраиваемые фильтры (Linear Variable Filter) представляют собой класс полосовых фильтров на основе сложных многослойных интерференционных покрытий и обладают линейной анизотропией оптических свойств по одной из геометрических осей, которая позволяет перестраивать выделяемую (фильтруемую) длину волны оптического излучения [1, с. 44–49].

Анизотропия оптических свойств как правило осуществляется за счет создания управляемой неравномерности вдоль оси, по которой происходит перестроение длины волны. При этом

основным параметром такого типа полосовых фильтров является величина спектрального градиента, определяющая изменение оптической характеристики на единицу длины фильтра.

Одним из способов управления неравномерностью тонкопленочных покрытий, получаемых в процессах вакуумного напыления, является вакуумное маскирование [2, с. 106–107]. Такой способ в основном применяется для формообразования оптических поверхностей, а также для повышения степени равномерности вакуумного напыления покрытий сверх той, которая обусловлена геометрией расположения технологических устройств и подложки [3].

Цель работы состояла в определении параметров геометрии вакуумной маски и расположения в пространстве вакуумной камеры для получения линейного перестраиваемого фильтра с величиной спектрального градиента 20 нм/мм в диапазоне длин волн 400–700 нм.

Основная часть. Для математического расчета геометрии вакуумных масок, а также исследования влияния геометрии на распределение материала на поверхности детали необходимо обратиться к модели Кнудсена (рис. 1), следующей из молекулярно-кинетической теории. Данная модель описывает распределение потока эмитированных частиц из элемента площади источника dS , подчиняется косинусному распределению и может быть описана следующим выражением:

$$J_{\theta} = \frac{Q}{\pi r^2} \cos \theta, \quad (1)$$

где Q – скорость эмиссии частиц из элемента площади источника, r – расстояние от элемента площади источника, θ – угол от нормали элемента площади источника.

Плотность конденсирующихся частиц можно получить, учитывая произвольно расположенный элемент площади поверхности подложки dA , а выражение (1) представить в следующем виде:

$$J = \frac{Q}{\pi r^2} \cos \theta \cos \phi, \quad (2)$$

где ϕ – угол от нормали элемента площади поверхности подложки.

В работах [3–5] вычисление распределения сконденсировавшегося материала на поверхности подложки выполняется аналитическим интегрированием. При этом для системы источник–подложка выводится частная подинтегральная функция из уравнения (2) с учетом особенностей системы, таких как: геометрия подложки, геометрия источника, движение подложки относительно источника и других параметров, описывающих систему. При внедрении в математическую модель геометрии маски сложность подинтегральной функции значительно возрастает, а применение аналитических методов интегрирования становится затруднительным при проведении моделирования с вариативностью геометрии маски.

Для расчета профилей распределения частиц было разработано программное обеспечение в интегрированной среде разработки Microsoft Visual Studio. Данное программное обеспечение позволяет рассчитывать профили распределения сконденсированных частиц на плоских и сферических поверхностях. Задание математической модели источника частиц проведено при помощи генератора, входными данными для которого стали линейные размеры и материал эмитируемых частиц, при этом расчетная сетка генерировалась автоматически. Вычисление произведено методами численного интегрирования с оценкой погрешности по правилу Рунге. С целью уточнения результатов расчета в модель был введен учет длины свободного пробега частиц путем добавления молекулярного рассеяния на атомах рабочего газа.

В основу геометрической модели для расчета легла геометрия вакуумного технологического оборудования Advanced

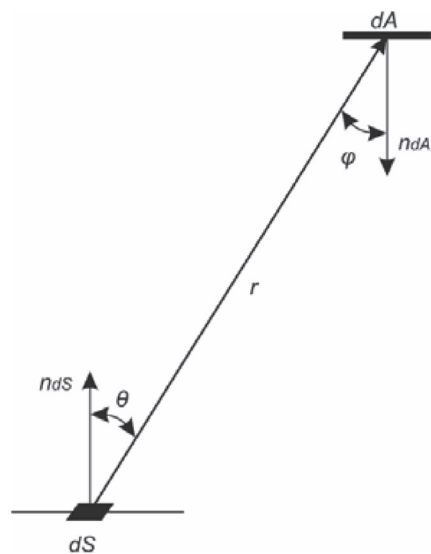


Рис. 1. Модель распределения частиц из точечного источника

Fig. 1. Particles distribution model from a point source

Optical Coater (ВТО АОС) производства ООО «ИЗОВАК» (Республика Беларусь). Осаждение материала на ВТО АОС происходит методом квазиреактивного магнетронного распыления с ассистированием высокочастотной плазмой. ВТО АОС представляет собой установку шлюзового типа, в которой на держателе-барабане размещаются подложки. После их размещения транспортная система, входящая в состав ВТО АОС, переносит держатель-барабан в вакуумную камеру. В вакуумной камере расположены две работающие на переменном токе магнетронные станции с металлическими мишенями для нанесения низко- и высокопреломляющих материалов. Окисление и ассистирование наносимой пленки радикалами и ионами химически активных газов производится радиочастотным плазменным генератором с частотой генерации кислородной плазмы 13,56 МГц.

Оптический дизайн синтезирован в программном комплексе расчета OptiLayer. Формула покрытия представлена следующим выражением: 3(HL)+2H+3(LH)+L+3(HL)+2H+3(LH), где в качестве материала с высоким уровнем показателя преломления (H) выступает Nb_2O_5 , а с низким уровнем показателя преломления (L) – SiO_2 . Для расчета геометрии вакуумной маски получены распределения физических толщин материалов для требуемого диапазона перестройки путем сдвига расчетной длины волны покрытия (таблица)

Результаты анализа оптического дизайна
Results of optical design analysis

Длина волны, нм	Материал слоя	Оптическая толщина, $\lambda/4$	Физическая толщина, нм	Отклонение, %	Относительная неравномерность, %
400	H	1	40,30	51,9	48,1
	L	1	67,60	57,1	42,9
550	H	1	59,22	76,3	23,7
	L	1	92,96	78,5	21,5
700	H	1	77,60	100	0
	L	1	118,40	100	0

Установлено, что для достижения требуемого спектрального градиента необходимо обеспечить неравномерность слоев Nb_2O_5 на уровне 48,1 %, а SiO_2 – на уровне 42,9 %. Данные значения свидетельствуют о линейности зависимости относительной неравномерности от координаты подложки. Полученная разница для Nb_2O_5 и SiO_2 объясняется различной дисперсионной характеристикой показателя преломления каждого материалов. Таким образом получен общий вид геометрии вакуумной маски, представляющий собой во фронтальной проекции равнобедренную трапецию (рис. 2). Изменяя угол наклона боковых граней, можно управлять распределением материала по поверхности подложки в поперечной оси. Для простоты описания геометрии маски, а также ввиду того, что держатель-барабан имеет форму цилиндра, геометрия маски во время проведения расчета задавалась в цилиндрических координатах (r , φ , z). При этом радиальные координаты r_1 и r_2 для нижнего и верхнего оснований трапеции были приравнены к радиусу держателя-барабана 210 мм. Координаты по оси аппликат были заданы согласно размеру активной области полосового фильтра, на котором осуществляется перестройка длины волны для получения установленного спектрального градиента: $z_1 = 0$ мм для нижнего основания и $z_2 = 30$ мм для верхнего основания.

После установки граничных условий на геометрию маски были проведены численные моделирования процессов конденсации пленки с учетом геометрии вакуумной маски. При этом значение полярных углов φ_1 и φ_2 для нижнего и верхнего оснований трапеции

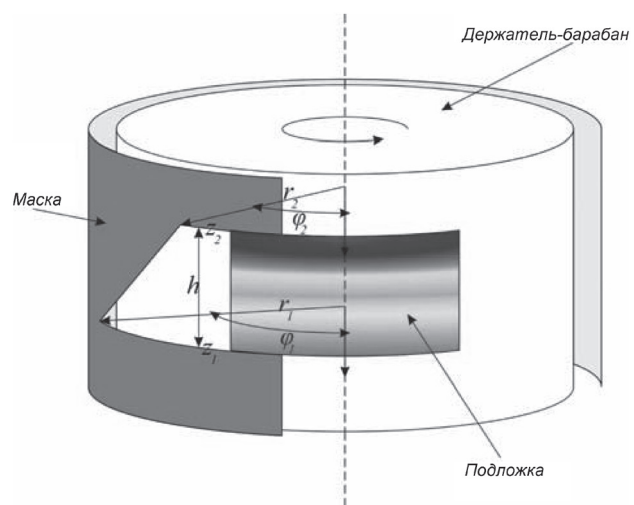
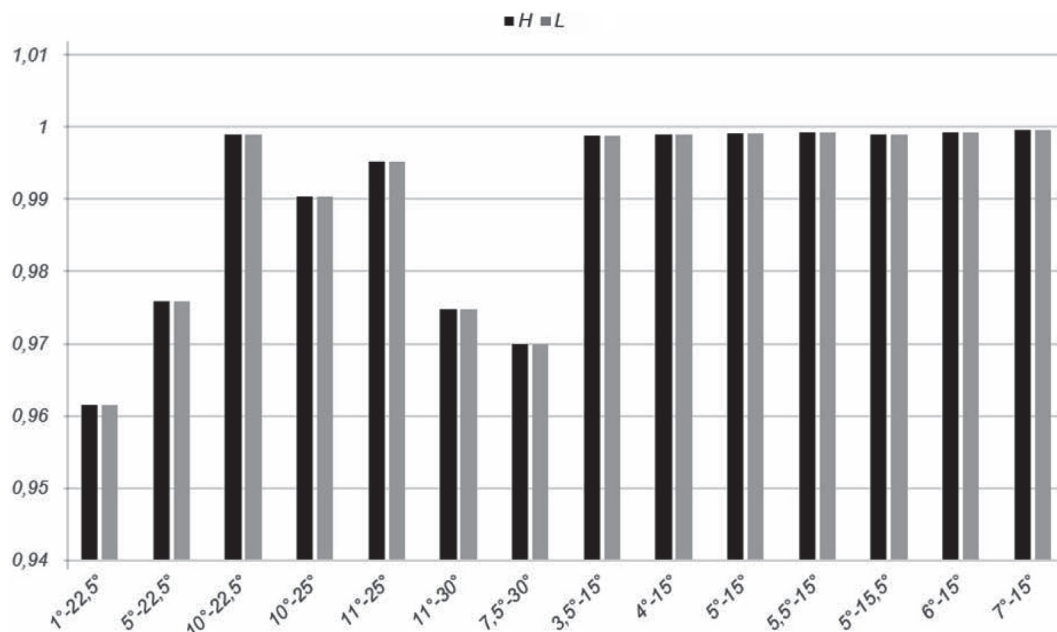


Рис. 2. Геометрия маски в цилиндрических координатах
 Fig. 2. Mask geometry in cylindrical coordinate system

Рис. 3. Зависимость коэффициента линейной корреляции от полярных углов ϕ_1 и ϕ_2 Fig. 3. Pearson correlation coefficient versus azimuth ϕ_1 and ϕ_2

задавались с целью получения максимального значения коэффициента линейной корреляции r_{XY} между расчетной относительной неравномерностью и относительными неравномерностями, полученными в ходе анализа спектральной характеристики при заданном спектральном градиенте (рис. 3). Для нижнего основания трапеции были получены следующие координаты $(210, \pm 15^\circ, 0)$ для H и L, а для верхнего основания – $(210, \pm 7^\circ, 30)$ для H и $(210, \pm 6^\circ, 30)$ для L. Величины коэффициентов линейной корреляции r_{XY} для H и L составили 0,99956 и 0,99934 соответственно.

Заключение. В ходе работы показана возможность получения линейных перестраиваемых фильтров на ВТО АОС. Определены начальные цилиндрические координаты размеров вакуумных масок с минимальным коэффициентом линейной корреляции для материалов с учетом дисперсии показателей преломления для заданного спектрального градиента. Следует отметить, что при уточнении математической модели возможно повышение точности расчета вакуумных масок, но полностью исключить подстройку геометрии маски не представляется возможным, ввиду отсутствия возможности напыления с минимальным рабочим зазором между барабаном-держателем и подложкой.

Список использованных источников

1. Wolfe, W. L. Introduction to Imaging Spectrometers / W. L. Wolfe. – Bellingham: SPIE Optical Engineering Press, 1997. – 148 с.
2. Каширин, В. И. Основы формообразования оптических поверхностей / В. И. Каширин. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ – УПИ, 2006. – 254 с.
3. Oliver, J. Analysis of a planetary-rotation system for evaporated optical coatings / J. Oliver, D. Talbot // Appl. Opt. – 2006. – Vol. 45, N 13. – P. 3097–3105.
4. Theoretical design of shadowing masks for uniform coatings on spherical substrates in planetary rotation systems / Liu Cunding [et al.] // Opt. Express. – 2012. – Vol. 20, N 21. – P. 23790–23797.
5. Сенник, Б. Н. Метод определения площади функциональной маски для вакуумной асферизации / Б. Н. Сенник // Приклад. физика. – 2007. – № 3. – С. 129–135.

References

1. Wolfe W. L. *Introduction to Imaging Spectrometers*. Bellingham, SPIE Optical Engineering Press, 1997, 148 p. Doi: 10.1117/3.263530
2. Kashirin V. I. *Fundamentals of the optical surfaces forming*. Ekaterinburg, Ural State Technical University – UPI, 2006, 254 p. (in Russian).
3. Oliver J., Talbot D. Analysis of a planetary-rotation system for evaporated optical coatings. *Applied Optics*, 2006, vol. 45, no. 13, pp. 3097–3105. Doi: 10.1364/AO.55.008550

4. Cunding Liu, Mingdong Kong, Chun Guo, Weidong Gao, Bincheng Li. Theoretical design of shadowing masks for uniform coatings on spherical substrates in planetary rotation systems. *Optics Express*, 2012, vol. 20, iss. 21, pp. 23790–23797. Doi: 10.1364/OE.20.023790

5. Senik B. N. The method of definition of the area of a functional mask for vacuum aspherezation. *Prikladnaya fizika* [Applied Physics], 2007, vol. 3, pp. 129–135 (in Russian).

Информация об авторе

Артамонов Артем Максимович – начальник бюро оптико-электронных приборов, ООО «ИЗОВАК Технологии» (ул. Богдановича, 155, офис 907, 220040, Минск, Республика Беларусь). E-mail: artamonov@izovac.com

Information about the author

Artamonov Artem Maksimovich – Chief of Bureau of Optoelectronic Devices, IZOVAC Technologies Ltd. (155-907, M. Bogdanovich Str., Minsk, Republic of Belarus). E-mail: artamonov@izovac.com

Для цитирования

Артамонов, А. М. Численное моделирование процессов конденсации тонких пленок и предпроизводственный анализ линейных перестраиваемых фильтров / А. М. Артамонов // Вес. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 49–53.

For citation

Artamonov A. M. Numerical simulation of thin film condensation processes and pre-production analysis of linear variable filters. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 49–53 (in Russian).

МАШИНОСТРОЕНИЕ, МЕХАНИКА
MECHANICAL ENGINEERING, MECHANICS

УДК 621.01:536.75

Поступила в редакцию 28.02.2017

Received 28.02.2017

П. А. Витязь^{1,2}, М. Л. Хейфец^{1,3}, С. А. Чижик^{1,4}

¹*Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

²*Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

³*ГНПО «Центр» Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

⁴*Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

**«ИНДУСТРИЯ 4.0»: ОТ ИНФОРМАЦИОННО-КОММУНИКАЦИОННЫХ
И АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ К САМОВОСПРОИЗВЕДЕНИЮ МАШИН
И ОРГАНИЗМОВ**

Проведен анализ состояния и перспектив развития аддитивных технологий компьютеризированного производства, позволивший показать новую парадигму его эволюции – переход к самовоспроизведению машин и их частей, а также организмов.

Предложена диаграмма логических связей в процессах аддитивного производства, представляющая собой конечный автомат, которая может использоваться как для построения 3D-принтера, осуществляющего «выращивание» изделия сложной формы и структуры, так и для аддитивного синтеза его композиционного материала.

Рекомендован подход, который определяет аддитивные методы как синерготехнологии, обеспечивающие самоорганизацию поверхностных явлений. На основании подхода выбираются источники энергии и материала для технологий послойного синтеза изделий. Стабилизация толщины формируемых слоев связана с процессами самоорганизации поверхностных явлений и конструктивными особенностями изделий.

Ключевые слова: компьютеризированное производство, аддитивные технологии, самовоспроизведение машин, конечный автомат, клеточный автомат, послойный синтез, синерготехнологии, самоорганизация

P. A. Vitiaz^{1,2}, M. L. Kheifetz^{1,3}, S. A. Chizhik^{1,4}

¹*Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

²*Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

³*State Scientific and Production Association “Center” of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

⁴*A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

**“INDUSTRY 4.0”: FROM INFORMATION AND COMMUNICATION AND ADDITIVE
TECHNOLOGIES TO SELF-REPRODUCTION OF MACHINES AND ORGANISMS**

An analysis of the state and prospects of development of additive technologies for computer-aided manufacturing has been carried out. This analysis allowed demonstrating a new paradigm of computer-aided manufacturing evolution – the transition to self-reproduction of machines and their parts, as well as organisms.

A diagram of logical connections in the process of additive manufacturing has been proposed, which is a state machine that can be used to build a 3D printer enabling to “grow” products of complex shapes and structures, as well as for additive synthesis of its composite material.

Prospective approach, considering additive methods such as synergetic energy technology, ensuring the self-organization of surface phenomena in the formation of structures of layers of different materials has been developed. It is proposed on the basis of the approach to choose sources of energy and material defining discrete or continuous technological environment of the additive processing method. Conditions for stabilization of the thickness of formed layers associated with processes of self-organization of surface phenomena and design features of products have been discussed.

Keywords: computerized production, additive technologies, self-reproduction machines, finishing machine, cellular automaton, layered synthesis, synergetic technologies, self-organizing

Машинные аналоги живого организма всегда соответствуют духу времени, это подчеркивали Н. Винер, К.-Э. Шеннон и другие известные ученые [1, 2].

В качестве организма или идеализированной машины, а также их частей на протяжении длительного времени, в том числе и на современном этапе, выступает автомат. Теория автоматов изучает не их внутреннее устройство, а особенности внешних проявлений [3, 4].

Элементы организма или машины рассматриваются как автоматы, чья внутренняя структура не обязательно должна быть открыта, но которые предполагаются реагирующими на отдельные определенные раздражители определенным образом [4].

Конечные автоматы и модели самовоспроизведения. «Черный ящик», имеющий конечное число дискретных внутренних состояний, называется *конечным автоматом*. Обычно автомат имеет также конечное число возможных входных и выходных сигналов, а его состояние и выходной сигнал в любой момент времени зависят от состояния и входного сигнала в предыдущий момент времени [5].

В терминах логики автомат, который смог бы выполнять точно задаваемые операции, попытался определить А.-М. Тьюринг. Машина Тьюринга представляет собой «конечный автомат», снабженный «бесконечной лентой» с инструкцией, записанной на ее конечном участке [1, 4].

Несмотря на то что биологические системы состоят из малонадежных компонентов, они высоконадежны и способны к самовосстановлению. Д. фон Нейман показал, как сделать машину, которая функционировала бы должным образом, даже если некоторые ее части выйдут из строя. Это обеспечивается за счет введения в машину избыточности или резервирования, например путем замены как одной схемы, так и ее элементов несколькими, включенными параллельно [4, 5]. В результате он предположил, что наипростейшее из возможных описание операций, свойственных мозгу, может быть выполнено в виде **диаграммы**, отражающей все возможные его связи.

Фон Нейман первым рассмотрел методы создания *самовоспроизводящих машин*. Он показал, что если машину снабдить соответствующей программой действий и поместить в *среду* – «кладовую», состоящую из таких же деталей, что и сама машина, то, отыскивая необходимые детали, она обеспечит самовоспроизведение [1, 4].

В своей *модели самовоспроизведения* фон Нейман продемонстрировал, как в условиях простого окружения с большим числом не очень разнообразных деталей или с малым числом состояний создать достаточно сложную машину. Он пришел к выводу, что команды, которые сообщают машине, как построить саму себя, из логических противоречий не могут быть полными. Команды должны описывать не только автомат, но и самих себя, а в результате должен существовать план построения плана построения машины и т. д. Этого можно избежать, если иметь две машины, каждая из которых по-своему обращается с планом построения [1, 4].

Далее Д. фон Нейман обратился к абстрактной математической модели чисто логического характера. В качестве «кладовой» он выбрал среду в виде плоскости, разделенной на квадратные *клетки*. В каждую такую клетку фон Нейман поместил одну из элементарных составляющих – машину с конечным числом состояний. Такие машины не имеют ни входов, ни выходов, а обладают лишь некоторым числом допустимых состояний. Каждая машина является детерминированной и синхронной, а состояние каждой клетки зависит от состояния ее самой и соседних с ней клеток в предыдущий момент времени [1, 4]. Подобная система, состоящая из мозаичного пространства, **клеточных машин**, допустимых состояний, правил перехода, называется *мозаичной структурой*. В свою очередь *конфигурацией* в структуре именуют конечный блок из клеток, состояния которых заданы.

В пределах среды находятся **конфигурации из клеток** (квадратных или других по форме сотовых структур), и именно их можно сделать самовоспроизводящимися. Клетки, находящиеся в состоянии покоя, являются сырьем, при этом клетка, отделенная от целой конфигурации, не может внезапно активизироваться. Машина «дотягивается» до окружающего сырья только через локальные действия. В результате все сводится к построению мозаичной структуры из отдельных клеток с небольшим числом различных состояний, а также выбору **правил перехода** и последующей организации этих клеток в конфигурации, которые смогут воспроизводить себе подобных. Решение таких задач сходно с составлением компьютерных программ [4, 6].

Для их решения Д. фон Нейман потребовал, чтобы каждая конфигурация включала в себя универсальную машину Тьюринга. На этой основе он разработал детали для самовоспроизводящейся конфигурации, состоящей из множества (примерно 200 тыс.) клеток с большим, но ограниченным числом (им рассмотрено 29) допустимых состояний [4, 6].

Таким образом, самовоспроизведение машин можно рассматривать с позиций компьютеризации производственной деятельности, а 3D-принтеры, печатающие машины, их узлы и детали проектировать как устройства компьютерной периферии, построенные по той же архитектуре, что и ЭВМ.

Поэтому для моделирования 3D-печати прежде всего необходимо:

1) предложить **диаграмму** связей в процессах «выращивания» изделий, представляющую собой *конечный автомат*;

2) трансформировать в **клеточную машину** с ограниченным числом *состояний и правил перехода* предложенный конечный автомат;

3) сформировать **конфигурации из клеток** конечного блока *клеточных машин* для различных процессов «выращивания» изделий;

4) рассмотреть *мозаичные структуры*, формируемые различными конфигурациями клеток, в зависимости от их состояний и **правил перехода**.

Компьютеризация производства и кастомизация¹ изделий. Повышению эффективности производственной деятельности служит создание комплексов технологических, транспортных, энергетических и информационных машин на основе новых технологий и повышения производительности уже используемых. Такая совокупность производящих машин получила название технологических комплексов (ТК), которые автономно функционируют и в установленных пределах значений с использованием программного управления обеспечивают требуемые характеристики качества изделий [7, 8].

Технологические комплексы в своем развитии [9, 10] прошли ряд этапов (рис. 1).

Началом первого этапа можно обозначить автоматизацию 1970-х годов на основе числового программного управления. По сравнению с универсальным станочным оборудованием производство начала XXI в. с приходом на рабочие места персональных компьютеров использует компоненты искусственного интеллекта и позволяет повысить эффективность оборудования в десятки раз при обеспечении все более возрастающих требований к качеству продукции [10].

С середины 1980-х годов наметился переход от обрабатывающих центров к гибким производственным системам с элементами интеллектуального производства [9]. Развитие средств микроэлектроники явилось базой для создания мехатронных систем, которые включают как электро-механическую часть, так и электронно-управляющую (построенную на основе использования компьютеров или микропроцессоров). Мехатронные системы обеспечивают синергетическое объединение узлов точной механики с электротехническими, электронными и компьютерными компонентами с целью проектирования и производства качественно новых установок, модулей, систем и комплексов машин с интеллектуальным управлением их функциями [7, 8].

Новые этапы развития гибкой автоматизации производственных систем (см. рис. 1) связаны прежде всего с предельной концентрацией средств производства и управления, а также с сокращением сроков конструирования, проектирования, технологической подготовки и изготовления изделий [10]. В результате мехатронные технологические комплексы объединяются в компактное интеллектуальное производство (*CIM – Compact Intelligent Manufacture*), базирующееся на сочетании интенсивных, в том числе и аддитивных, технологий, прогрессивного технологического оборудования и интегрированной системы управления [11, 12].

Современный уровень развития информационных технологий в промышленности обеспечивает переход к использованию технологий создания, поддержки и применения единого информационного пространства во времени на всех этапах жизненного цикла продукции: от ее проектирования до эксплуатации и утилизации, то есть к CALS-технологиям (*Continuous Acquisition and Life-cycle Support*) [11].

¹ Кастомизация – это подгонка (адаптирование) продукции, товара для определенного потребителя с учетом его интересов и требований.

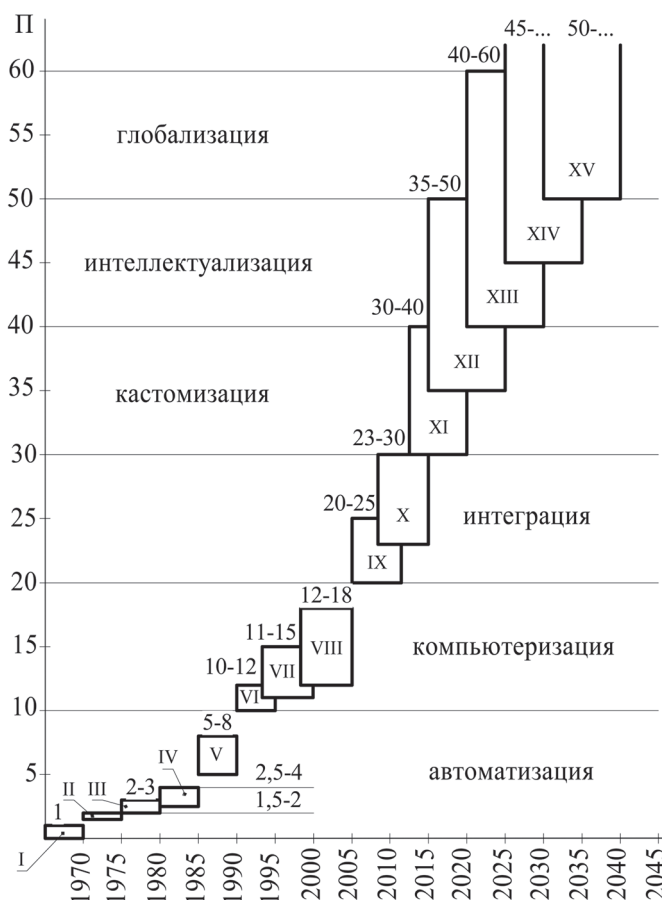


Рис. 1. Этапы развития технологических комплексов, с производительностью (П): I – универсальное оборудование с производительностью, принятой за 1, II – оборудование с числовым программным управлением, III – робототехнические комплексы, IV – обрабатывающие центры, V – гибкие производственные системы, VI – компьютерно-управляемое производство, VII – мехатронные технологические комплексы, VIII – компактное интеллектуальное производство, IX – компьютерное сопровождение жизненного цикла изделий, X – виртуальные предприятия, XI – аддитивное производство, XII – интернет вещей, XIII – машинное обучение, XIV – искусственный интеллект, XV – синергия технологий

Fig. 1. Stages of development of technological complexes P – productivity of equipment, increasing with time: I – the universal equipment with the productivity accepted for 1, II – equipment with numerical program control, III – robotic complexes, IV – machining centers, V – flexible production systems, VI – computer-controlled production, VII – mechatronic technological complexes, VIII – compact intellectual production, IX – computer support of the life cycle of products, X – virtual enterprises, XI – additive production, XII – Internet of things, XIII – machine learning, XIV – artificial intelligence, XV – synergy of technologies

Единое информационное пространство позволяет интегрироваться разрозненным комплексам компактного производства в виртуальное предприятие, создаваемое из различных пространственно удаленных подразделений, которые обладают единой информационной ERP-системой (*Enterprise Resource Planning*) для использования компьютерной поддержки этапов жизненного цикла продукции [12].

Проведенный анализ возрастающей эффективности технологических комплексов показал, что после этапов пространственно-временной интеграции производственных процессов и жизненного цикла изделий последуют этапы, обеспечивающие компактность производства на основе технологий аддитивного производства (*AM – Additive Manufacturing*). Аддитивные технологии синтеза композиционного материала и формообразования изделия обеспечивают высокую эффективность за счет сокращения длительности и количества производственно-технологических этапов жизненного цикла изделий [13, 14].

Для производства и адресной поставки кастомизированного изделия, с учетом внешней и внутренней логистики предприятия (в том числе и виртуального), можно дополнить проходя-

щие этапы прогнозом на будущее, которое часто связывается с новой парадигмой производства, называемой «Индустрия 4.0». Данный термин предложен немецкими компаниями на Ганноверской выставке технологий в 2011 г. для обозначения начала «эпохи четвертой индустриальной революции», связанной с промышленным интернетом вещей (*IIoT – Industrial Internet of Things*). В настоящее время зарождается новая эпоха производства – массовая кастомизация, характеризующаяся тем, что потребитель выступает в качестве дизайнера и инженера. Теперь по запросам потребителя можно непосредственно контролировать и управлять, а также изменять производственный процесс [15, 16]. В результате при системном анализе роста эффективности технологических комплексов (см. рис. 1) необходимо рассчитывать не только удельную технологическую трудоемкость (себестоимость), приходящуюся на одно изделие, но и затраты по всему жизненному циклу изделия, особенно связанные с его кастомизированным маркетингом, проектированием, эксплуатацией, утилизацией и сокращением всевозможных логистических поставок.

В основе зарождающихся этапов новой эпохи лежит массовая компьютеризация и глобализация Интернета, предсказанная еще в 1980-х годах Р. Курцвейлом (в настоящее время технический директор *Google*). Дальнейшее развитие производства аналитики связывают с машинным обучением (*ML – Machine Learning*) и искусственным интеллектом (*AI – Artificial Intelligence*). Сочетание робототехники и 3D-печати на основе машинного обучения с интернетом вещей в глобальной сети и искусственным интеллектом уже сегодня дают возможность создавать полностью автоматизированные фабрики [16].

Совместное действие различных «цифровых технологий» за счет синергетических эффектов позволяет резко повысить эффективность производства, полностью реструктуризировать предприятия и создавать на них продукцию, которой до этого не было.

Одновременно с эволюцией производственных технологий идет прогресс биотехнологий и медицинских технологий. По прогнозам Р. Курцвейла, зачастую просто фантастическим, в 2025 г. носимая человеком электроника начнет замещаться имплантатами, и уже в 2030-х годах 3D-принтеры будут печатать новые органы, а к 2040-м нанороботы ремонтировать организм на клеточном уровне. Он предполагает, что к 2035 г. люди станут «киборгами», напичканными множеством электронных имплантов, а к 2045 г. вся планета превратится в одну интернет-вещь, представляющую собой большой компьютер, использующий весь людской интеллект, и актуальным станет вопрос о человеческом бессмертии [16].

Аддитивные технологии компьютеризированного производства. Современные аддитивные технологии реализуют провозглашенную в 1959 г. Р. Фейнманом новую парадигму производства «снизу вверх» взамен или в дополнение развивающейся веками парадигме «сверху вниз».

Сущность аддитивного производства заключается в послойном синтезе или «выращивании» изделий по «цифровым моделям» без использования формообразующей оснастки. Создание формы изделия происходит путем добавления материала, в отличие от традиционных технологий, основанных на удалении «лишнего» материала [17].

Различают две основные группы аддитивных методов: 1) с «предварительным формированием слоя» материала по технологиям *BD (Bed Deposition)*, подразумевающим наличие определенной платформы, на которой послойно «выращивается» материал и изделие; 2) «непосредственное осаждение слоя» материала на сложнопрофильную поверхность изделия по технологиям *DD (Direct Deposition)* [18].

В настоящее время методы аддитивного производства классифицируются следующим образом по стандарту ISO/ASTM 52900-15 (ASTM F2792-12a) [13]:

1. *Vat Photopolymerization* – фотополимеризация в емкости;
2. *Material Jetting* – разбрызгивание материала или струйные технологии;
3. *Material Extrusion* – выдавливание материала;
4. *Powder Bed Fusion* – плавление материала в заранее сформированном слое;
5. *Binder Jetting* – разбрызгивание связующего вещества;
6. *Sheet Lamination* – соединение листовых материалов;
7. *Directed Energy Deposition* – прямой подвод энергии непосредственно в место построения.

Классификации по принципам получения изделий без формообразующей оснастки соответствуют, согласно представленной последовательности, созданные уже более 30 лет назад «традиционные» методы [19, 20]:

1. *Stereolithography Application (SLA)* – стереолитография;
2. *Solid Ground Curing (SGC)* – послойное уплотнение материала;
3. *Fused Deposition Modeling (FDM)* – послойное экструдирование расплава;
4. *Selective Laser Sintering (SLS)* – селективное лазерное спекание;
5. *Direct Shell Part Creation (DSPC)* – прямое создание литейных форм;
6. *Laminated Object Manufacturing (LOM)* – послойное ламинирование из листового материала; а также другие методы, сегодня не столь распространенные в производстве.

Широко используемые в мировом производстве технологии послойного синтеза позволяют заключить, что наиболее перспективно применение новых аддитивных технологий создания слоев и формообразования изделий, использующих различные сочетания материалов и источников энергии. Это в свою очередь ставит задачи распределения компонентов материалов и потоков энергии не только по заданному контуру или поверхности, но и по глубине от поверхности изделия, а также по характеру импульсов подачи энергии и материала.

Таким образом, при проектировании технологии аддитивного синтеза применяются как методы формообразования деталей из композиционных материалов, использующие потоки энергии и компонентов материала, так и методы автоматизации и управления процессами оперативного макетирования и производства изделий.

Моделирование технологий аддитивного производства. Для обозначения процессов аддитивного производства изделий в технологической системе традиционно используют понятия [21, 22]: прямое получение изделий сложной формы – «выращивание» (*Solid Freeform Fabrication*); послойный синтез – «ламинирование» (*Laminate Synthesis*); быстрое макетирование – «прототипирование» (*Rapid Prototyping*); формирование трехмерных объектов – «3D-печать» (*3D Component Forming*). В последнее время эти понятия зачастую связывают с аддитивными методами: «непосредственного создания слоя» (*DD*-технологии) и «предварительного формирования слоя» (*BD*-технологии), а также «промежуточного» и «окончательного» синтеза материала изделия. Поэтому встает вопрос об определении взаимосвязи процессов формообразования изделий и разграничения используемых понятий.

Для самовоспроизведения объектов, согласно модели фон Неймана [4], требуются машины: C – «копировщица плана построения»; O – «исполнительница плана построения»; S – «пусковое устройство» (включает C и O в надлежащее время); B_{C+O+S} – «план построения автомата» (описывает все элементы модели). В результате весь автомат выражается символически $C+O+S+B_{C+O+S}$. После начального запуска S получает в свое распоряжение план построения автомата в целом B_{C+O+S} , C копирует его, а O в свою очередь следует ему для построения C , O и S .

Таким образом, можно представить [22, 23]:

- запуск (S) как прямой доступ к потокам вещества и энергии;
- получение плана (B_{C+O+S}) как самонастройку программы воспроизведения;
- копирование плана (C) как трансляцию информационного потока;
- построение автомата (O) как самоорганизацию его структуры.

Исследование процессов аддитивного производства в зависимости от агрегатного состояния исходного материала, размерности потоков формообразующей среды и последовательности технологических операций [24, 25] позволило представить совокупность процессов «выращивания» изделий в виде диаграммы логических связей (рис. 2).

Диаграмма представляет собой направленный замкнутый граф и описывает автомат с конечным числом состояний [21, 23]. Вершины графа изображают процессы аддитивного производства изделий и представляют логические операции: трансляцию информации, потоков вещества и энергии, запуск и остановку автоматического цикла.

Ребра графа отражают изменения состояний (1–6 и 1', 2', 4') материала технологической среды, а маршруты предусматривают различные комбинации изменений в зависимости от выбора начального процесса и порядка выполнения последующих процессов.

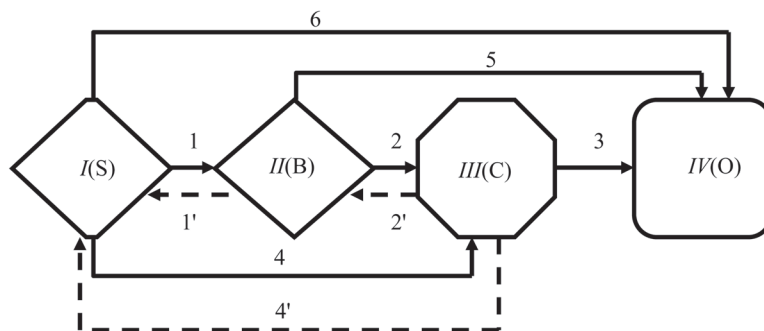


Рис. 2. Диаграмма логических связей, отражающая процессы аддитивного производства изделий
 Fig. 2. The diagram of logical connections, reflecting the processes of additive production of products

Так, различные варианты технологических маршрутов имеют вид последовательностей при выборе в качестве начального процесса (см. рис. 2):

- I) прямого получения деталей: $1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$; $4 \rightarrow 3$; $1 \rightarrow 5$; $4 \rightarrow 2' \rightarrow 5$; 6;
- II) послойного синтеза: $1' \rightarrow 4 \rightarrow 3$; $2 \rightarrow 3$; $1' \rightarrow 6$; $2 \rightarrow 4' \rightarrow 6$; 5;
- III) быстрого прототипирования: $2' \rightarrow 1' \rightarrow 6$; $4' \rightarrow 6$; $2' \rightarrow 5$; $4' \rightarrow 1 \rightarrow 5$; 3.

Рассматривая замену в модели самовоспроизведения процессов (прямого доступа к потокам вещества и энергии, самонастройки программы воспроизведения, трансляции информационного потока, самоорганизации структуры автомата) обеспечивающими их элементами технологической системы (деталью, инструментом, приспособлением, станком), приходим к выводу, что невозможно при использовании формообразующей оснастки создать конечный автомат, так как для изготовления детали должна существовать оснастка, а в свою очередь для ее создания необходимо также изготовить оснастку и т. д. [21, 22].

Таким образом, алгоритмы [22, 23], предложенные согласно модели самовоспроизведения фон Неймана [4], позволяют описывать аддитивные технологии производства изделий без формообразующей оснастки, а обратные им последовательности – технологии, использующие оснастку, не представимы в качестве конечного автомата.

Описание в соответствии с существующими терминами процессов аддитивного производства алгоритмами по предложенной диаграмме логических связей предоставляет возможность анализировать существующие и разрабатывать новые методы прямого «выращивания» изделий.

Аддитивные синерготехнологии послойного синтеза изделий. Передовые технологии, помимо используемых новых аппаратных и программных средств, оборудования и оснащения, основываются на *послойном «выращивании» поверхностей* изделий и *самоорганизации структур* композиционного материала [23, 25]. Так, определяя фундамент наукоемких нанотехнологий, Ж. И. Алферов выделяет кроме зондовой микроскопии эпитаксиальный *рост пленок на поверхности* и процессы *самосборки гетероструктур* материала [26].

Кроме того, в *синергетической концепции* заложено ограничение числа состояний и правил их перехода в технологической системе [27]. Определение доминирующих процессов структурообразования при интенсивных воздействиях целесообразно проводить с использованием понятия моды в распределениях непрерывной случайной величины контролируемого параметра [24]. Под модой понимают такое значение параметра, при котором плотность его распределения имеет максимум.

Согласно синергетической концепции устойчивые моды подстраиваются под доминирующие неустойчивые моды и в результате могут быть исключены. Это приводит к резкому сокращению числа контролируемых параметров, а оставшиеся неустойчивые моды могут служить в качестве параметров порядка, определяющих процессы структурообразования [23].

Поэтому особенно перспективен подход, рассматривающий аддитивные методы как *синерготехнологии*, обеспечивающие самоорганизацию поверхностных явлений при послойном формировании структур поверхностных слоев различных материалов и управление их свойствами при разнообразных физических воздействиях [17, 18].

Самоорганизация поверхностных явлений обеспечивает устойчивое образование слоя определенной толщины при значительных изменениях расстояния от источника энергии или подаваемого материала до формируемой поверхности, а также позволяет в результате взаимопроникновения сращивать последовательно наносимые слои [27].

Расстояние до формируемой поверхности – особо чувствительный фактор при «непосредственном осаждении слоя» по *DD*-технологиям, а изменение расстояния особенно важно для стабилизации толщины при «предварительном формировании слоя» материала по *BD*-технологиям, подразумевающим наличие некоторой платформы, на которой послойно создается материал и изделие.

В результате выбор в аддитивной технологии источника энергии или подаваемого материала определяет не только технологическую среду, представляемую дискретной или непрерывной, но и поверхностные явления, обеспечивающие процессы самоорганизации в синерготехнологиях [27].

Прямое «выращивание» изделий послойным синтезом материала возможно в различных агрегатных состояниях – твердом, жидком, газообразном, а также в разнообразных высокоэнергетических процессах [23] с объемной, множеством локализованных и единой сфокусированной зонами поглощения [27, 28] в зависимости от плотности мощности потоков энергии (таблица).

Высокоэнергетические процессы послойного синтеза изделий
High-energy processes of layered synthesis of products

Процессы разделения и формирования слоев	Агрегатное состояние наносимого материала	Зоны поглощения и плотность потоков энергии, Вт/см ²	Толщина разделяемого и формируемого слоя, мм
Индукционный нагрев с припеканием порошка и наплавка погружением	Твердое (порошок)	Множество локализованных, $10^2 \dots 10^4$	0,3...3,0 [29, 30]
	Жидкое (расплав)	Объемная, $10^2 \dots 10^4$	
Плазменная резка, напыление и наплавка порошка	Твердое (порошок)	Объемная, $5 \cdot 10^2 \dots 10^5$	0,1...10,0 [31]
Электроэрозионная обработка и электромагнитная наплавка порошка	Твердое (порошок)	Множество локализованных, $10^3 \dots 10^5$	0,05...0,50 [32]
Лазерная резка, поверхностное оплавление и легирование	Жидкое (расплав)	Единая сфокусированная, $5 \cdot 10^3 \dots 10^7$	1...10 (при термоэлектрической конвекции 0,01...1,0) [33]
Электронно-лучевая резка, поверхностное оплавление и модифицирование	Жидкое (расплав)	Единая сфокусированная, $10^3 \dots 10^6$	1...10 (при термоэлектрической конвекции 0,01...1,0) [33]
Ионная имплантация и осаждение	Газообразное	Множество локализованных, $10^3 \dots 10^5$	0,002...0,20 [34]

В процессе индукционного нагрева с припеканием порошка [29], а также наплавки погружением детали в расплавленный металл множество локализованных или объемная зоны поглощения энергии распределены по всей наращиваемой поверхности [30]. Толщина формируемого слоя определяется адгезией между расплавом и поверхностью изделия. Она описывается скоростью подъема детали, напряжением поверхностного натяжения и коэффициентом внутреннего трения. Максимальная толщина слоя при обтекании расплавом поверхности ограничивается условиями потенциального течения и рассчитывается как толщина пограничного слоя, за пределами которого происходит срыв потока [23].

При плазменной резке, напылении и наплавке металлических порошков в твердом состоянии в плазменных процессах образуется объемная зона поглощения энергии [31]. Толщина формируемого слоя определяется совместным действием кинетического и термодинамического факторов, описываемых скоростью движения частиц порошка и термодинамическим потенциалом плазменного потока, а процесс формирования слоя характеризуется соотношением между кинетической и джоулевой энергией потока.

В процессах электроэрозионной обработки поверхности и электромагнитной наплавки порошка образуется множество локализованных зон поглощения энергии. Электромагнитная на-

плавка позволяет наносить покрытие не более определенной толщины, после чего формируемый слой теряет устойчивость, а на поверхности образуются пики, которые при последующих разрядах превращаются в кратеры [32]. Управлять процессом наплавки позволяют электромагнитные потоки. Так, движения и фиксация частиц ферропорошка задаются индукцией магнитного поля, а интенсивное тепловыделение в местах контакта с формируемой поверхностью и плавление порошка определяются напряженностью электрического поля. В результате роста сопротивления ферропорошковой среды и электропроводности наносимого покрытия стабилизируется толщина наносимого слоя [27]. Процесс электромагнитной наплавки определяется электромагнитными и инерционными силами и описывается магнитным взаимодействием частиц и напряженностью электрического поля в рабочей зоне.

При лазерной резке, оплавлении и легировании поверхностного слоя целесообразно рассматривать единую сфокусированную зону поглощения энергии, сканируемую по всей формируемой поверхности [27]. При лучевой обработке в результате конвекционной неустойчивости в узком поверхностном слое расплава определенной толщины формируются состоящие из вихрей диссипативные структуры. При достаточно быстром охлаждении в таком состоянии по фронту кристаллизации образуется ячеистая структура. Толщина измененного слоя описывается соотношением свойств металла, его коэффициентами поверхностного натяжения и объемного расширения, плотностью в расплавленном состоянии [33].

В процессах электронно-лучевой резки, при оплавлении и модифицировании поверхностного слоя целесообразно рассматривать единую сфокусированную зону поглощения энергии. В процессе кристаллизации материала в ванне расплава также образуется ячеистая структура [27]. Процесс формирования диссипативных структур в расплаве определяется проявлением термокапиллярных явлений и связан с подъемной силой плавучести и силой диссипации в расплаве [33, 34].

При ионной имплантации и осаждении покрытия из газообразного состояния поток ионов, не фокусируясь, распределяется по поверхности детали, формируя множество локализованных зон поглощения энергии. Толщина наносимого покрытия определяется в основном толщиной слоя, в котором потенциал, прикладываемый к детали, эффективно воздействует на ионы [32]. Этот слой описывается соотношением величины потенциала электрического поля и плотности ионов плазмы с учетом их заряда и массы. Ионы в результате совместного влияния их потенциальной энергии в электрическом поле и тепловой энергии плазменного потока распределяются по экспоненциальному закону, задавая тем самым толщину осаждаемого покрытия [34].

Рассмотренные высокоэнергетические процессы дают возможность послойно наносить материалы с особыми свойствами на поверхности изделий геометрически сложной формы. Это позволяет направленно изменять физико-механические свойства материала поверхности в зависимости от требований к эксплуатации деталей в машине [27, 34].

Формирование поверхностного слоя сложного профиля. Высокоэнергетические процессы аддитивных технологий рассматриваются с системных позиций, как последовательности преобразований энергии, вещества и энтропии в материальных и информационных подсистемах, направленные на изменение точности и рельефа поверхностей и физико-механических свойств материала изделия [35].

Для анализа путей формирования структур и фаз поверхностных слоев деталей в обрабатывающей системе выделяются нестабильные переменные (температура, давление, сила тока, магнитная индукция и др.), которые подчиняют себе развитие, эволюцию стабильных в данном процессе параметров. Такой подход позволяет рассматривать любую структуру как самостабилизирующийся энергетической обусловленностью комплекс [27, 35]. При его эволюции чередование переходов системы из устойчивого в неустойчивое состояние сопровождается сменой масштабного уровня процесса поглощения энергии и образованием диссипативных структур [27, 34].

Поверхности раздела структур и градиенты свойств слоев при аддитивных синерготехнологиях, формирующих композиционный материал изделия, определяются технологическими барьерами, которые дают возможность установить граничные условия процессов послойного синтеза [36].

Условия создания слоя в высокоинтенсивных процессах целесообразно связать с особенностями конструирования формируемых оболочек изделия. Конфигурацию границ позволяет рассмотреть компьютерное поверхностное и твердотельное моделирование. При этом задачи моделирования послойно формируемых оболочек не сводятся к простому масштабированию, а учитывают конструктивные особенности и специфические условия технологий, связанные с устойчивостью процессов, взаимопроникновением слоев и другими поверхностными явлениями [6, 23].

При индукционной наплавке погружением происходит затекание внутренних полостей, а заполнение пор зависит от условий смачивания расплава [30]. В процессах плазменного напыления и наплавки происходит скругление кромок [31]. На наиболее выступающих участках при электромагнитной наплавке толщина наносимого слоя снижается [32]. Толщина измененного слоя при лазерном или электронно-лучевом оплавлении неоднородна и зависит от степени присутствия легирующих элементов вследствие концентрационного расслоения расплава в образующихся вихрях [33]. При ионном осаждении покрытий на выступах с малым радиусом при вершине вследствие увеличения потенциала слой наращивается наиболее интенсивно [34].

В результате условия создания слоя в высокоэнергетических процессах целесообразно связать с особенностями конструирования формируемых изделий. Для создания слоев стабилизированной толщины в физических полях следует обеспечивать устойчивость технологической системы при индукционной, плазменной, электромагнитной, лазерной, электронно-лучевой и ионной обработках поверхности.

Самоорганизация поверхностных явлений в технологической среде. Особое внимание в технологической системе при обработке следует обращать на технологическую среду, которая в процессах нанесения плоских слоев (по *BD*-технологиям) и формировании оболочек (по *DD*-технологиям) создается воздействиями концентрированных потоков энергии.

Из-за рельефа шероховатости на поверхности детали скорость движения потока *непрерывной технологической среды* изменяется. Поэтому существует пограничный слой, находящийся между потенциальным течением и поверхностью детали. Этот пограничный слой, называемый слоем Прандтля, не является безвихревым, так как в нем благодаря вязкости среды действует трение, обусловленное сопротивлением обтеканию в ламинарном течении [37]. В результате неравномерность толщины покрытия, формируемого в расплаве, определяется пограничным слоем Прандтля.

Если при ламинарном обтекании число Рейнольдса превышает критическое значение, то часть пограничного слоя отрывается. Это приводит к тому, что часть потока становится турбулентной и значительно возрастает сопротивление обтеканию.

В технологической системе ионно-плазменные, электронные и лучевые воздействия *дискретной технологической среды* не полностью поглощаются формируемыми поверхностными слоями. При этом рассеяние потоков не всегда связано с образованием диссипативных структур в поверхностных слоях, а часто обусловлено отражением, преломлением или другими явлениями отвода вещества и энергии из рабочей зоны [27].

В ионно-вакуумных процессах большая часть ионов плазмы бомбардирует катод, что приводит к испарению с его поверхности нейтральных и возбужденных атомов, которые в свою очередь ионизируются в вакуумной дуге и снова возвращаются на катод в виде ионов. Осуществляется так называемый процесс самогенерации плазмы [34]. Главным в этом процессе является то, что плазма вакуумной дуги представляет собой эффективный источник ионов материала катода.

Если на поверхности основы имеются выступы и углубления различной формы, то это приводит к искривлению траектории движения ионов и соответственно к тому, что количество ионов, попадающих на основу в единицу времени, неодинаково в разных ее местах. Как следствие, толщина наносимого покрытия будет разной и с увеличением потенциала неоднородность плотности ионов в плазме повышается. Область возникающих неоднородностей ограничивается в основном толщиной примыкающего к ней слоя Дебая, то есть слоя, в котором потенциал, прилагаемый к основе, эффективно воздействует на ионы [27, 34].

Следовательно, можно сделать вывод, что формирование ионных потоков, идущих к основе, происходит в основном в слое Дебая, толщина которого зависит от плотности ионов, их зарядов,

масс и энергии. Развитая поверхность основы, наличие на ней неровностей вызывают разнотолщинность наносимого покрытия, формирование в нем различных структур [27, 32]. Для снижения разнотолщинности покрытий необходимо стремиться к уменьшению толщины слоя Дебая, что достигается уменьшением прикладываемого к подложке потенциала либо увеличением плотности ионов.

Синтез композиционных материалов в аддитивных технологиях. Для изучения пространственно-временных результатов технологических воздействий при аддитивном синтезе композиционного материала следует рассматривать материал как распределенную систему с позиции общей теории систем [38]. Такой подход предполагает, что свойства системы определяются свойствами элементов, из которых она построена, и организацией взаимодействия этих элементов. Благодаря подходу становится возможным изучение роли локальных свойств элементов и оптимизация их связей в определении глобальных свойств системы.

Для описания свойств композиционного материала в первую очередь рассматривается распределенная система взаимодействующих элементов в структурно-фазовом масштабе технологической среды [38, 39]. Состояние и акты изменения состояния формируемого материала можно моделировать на дискретной однородной среде логических функций, относящихся к классу моделей «непрерывных сред» с дискретными модификациями, поскольку они удовлетворяют следующему основному принципу: функционально связными при изменении свойств являются только соседние клетки, которые при иллюстрации связей рационально обозначить точками [39].

Для выделения моделей тканей с локальными взаимодействиями точек – клеток используют название «точечная ткань», поскольку передача возбуждения здесь осуществляется по принципу «от точки к точке». Точечная ткань – это множество локально взаимодействующих точек – клеток. Как модель непрерывной возбудимой среды точечная ткань является кинематической моделью и удобна для изучения глобальных свойств распространения волн «возбуждения» без учета динамических эффектов, присущих реальным технологическим средам.

Дискретные модели ткани определяют на сетевых графах. Определение некоторого графа G означает задание возможных функциональных связей во множестве клеток-вершин X . Дальнейший переход от данной структурной схемы $G(X)$ к некоторой модели ткани $T(X)$ связан с выбором формы функционального оснащения структурных элементов графа. При формальном подходе вершинам приписываются некоторые свойства клеток, а ребрам – свойства передачи некоторых воздействий, влияющих на свойства вершин-клеток [39].

Диаграмма логических связей в процессах аддитивного производства представляет собой конечный автомат. Приняв за функциональные состояния технологической системы различные способы наращивания слоев, построим кинетическую схему конечного автомата при: I) прямом получении деталей; II) послойном синтезе; III) быстром прототипировании; IV) формировании трехмерных объектов (рис. 3).

Представив блок-схемами совокупности режимов для каждого функционального состояния, получаем алгоритмические схемы состояний технологической среды. После соединения алгоритмических схем состояний строим клеточную машину технологической среды при «выращивании» изделий (рис. 4).

Рассматривая взаимосвязи состояний конечного автомата, получим граф состояний клетки-элемента технологической среды (рис. 5).

Конфигурации клеточных машин, отражающие их потактовые возбуждения (рис. 6), представленные графами состояний клеточных автоматов технологической среды (см. рис. 5), описывают поведение элементов мозаичной структуры (см. рис. 4) при «выращивании» изделий.

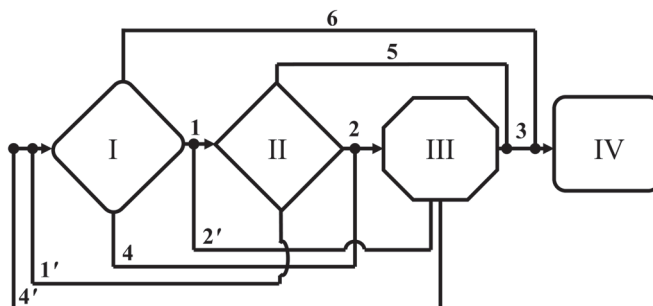


Рис. 3. Кинетическая схема функциональных состояний технологической системы

Fig. 3. Kinetic scheme of functional states of the technological system

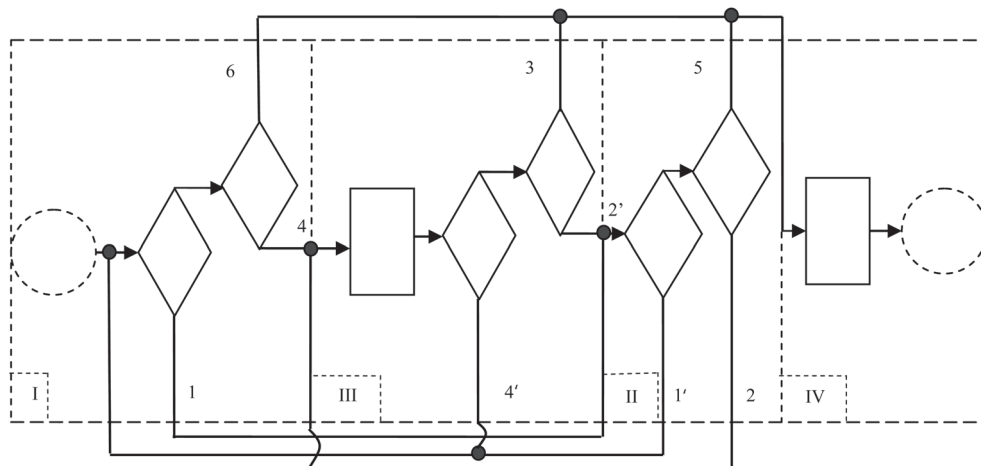


Рис. 4. Клеточная машина технологической среды

Fig. 4. Cell culture medium machine

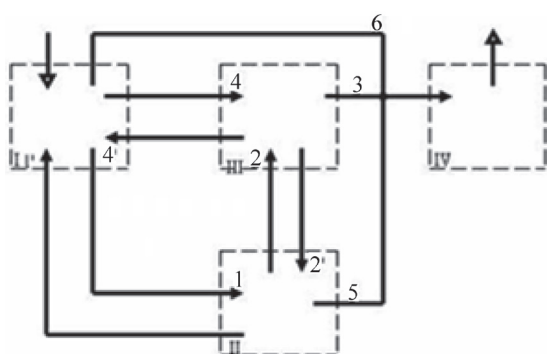


Рис. 5. Граф состояний клеточного автомата технологической среды

Fig. 5. The graph of the state of cell automaton of the technological medium

Рассмотренные конфигурации для «мозаичного пространства» состояний (см. рис. 6):

I – прямого получения деталей, главным образом будет представляться режимами с разбиением состояния покоя (рис. 6, c);

II – послойного синтеза, прежде всего будет описываться разбиениями состояний рефрактивности и возбуждения (рис. 6, b);

III – быстрого прототипирования, в первом приближении – общей упрощенной схемой (рис. 6, a).

В результате граф состояний автомата (см. рис. 4) может быть эффективно использован для описания функциональных состояний элементарных клеток технологической среды [36].

Трансформация клеточными автоматами структур материала. В общем случае «мозаичные» дискретные модели имеют структуру простых сетей N_s^n , а непрерывные модели определяются на непрерывных многообразиях типа действительного пространства с использованием топологических связей этого пространства [40]. Свойства каждой клетки – вершины $x \in X$ «мозаичной структуры» можно описывать некоторым множеством состояний $Z = \{z_1, \dots, z_m\}$ с указанием: графа переходов $P(Z)$ в этом множестве состояний; свойств переходов в P для разных воздействий на данную клетку x через внутренние или внешние связи; связи с текущим состоянием клетки x , состояний ребер-связей, выходящих из x .

Математическое содержание этих формальных отношений может широко варьироваться. При этом для описания процесса миграции одиночного акта смены состояний клеток можно использовать их представление в качестве конечных автоматов [36].

Процесс возбуждения клетки основывается на понятиях стимула и порога с выделением состояний (см. рис. 6): z_0 – покоя, z_+ – возбуждения, z_- – рефрактерности [40]. Состояние покоя z_0 является устойчивым при отсутствии внешних, по отношению к данной клетке входных стимулов j_+ . Чтобы совершился переход в возбужденное состояние $z_0 \rightarrow z_+$, необходимо выполнение условия $j_+ \geq \aleph$, то есть стимул должен превышать некоторый пороговый уровень \aleph , который будем сначала полагать равным единице, $\aleph = 1$.

Возбуждение или переход $z_0 \rightarrow z_+$ при $j_+ \geq 1$ происходит мгновенно, но затем в состоянии z_+ клетка находится конечное время θ_+ , по истечении которого автоматически происходит переход в рефрактивное состояние $z_+ \rightarrow z_-$. Если θ_- – время жизни клетки в рефрактерном состоянии z_- ,

которое является состоянием невозбудимости клетки, то полный цикл одиночного возбуждения $z_0 \rightarrow z_+ \rightarrow z_- \rightarrow z_0$ длится время $m = \theta_+ + \theta_-$. Этот цикл клетки всегда проходит по автономной программе, и внешней стимуляцией можно регулировать только момент запуска цикла возбуждения. В пределе, когда клетка находится под постоянным действием надпорогового стимула, в конце цикла вместо перехода $z_- \rightarrow z_0$ сразу осуществляется переход $z_+ \rightarrow z_+$, то есть новое возбуждение.

Возбужденное состояние z_+ отличается от прочих главным образом тем, что в нем клетка является сама источником стимулирующего воздействия, которое называется выходным и обозначается j_- . Этой схеме можно дать графовое отображение $P(Z)$, где $Z = \{z_0, z_+, z_-\}$ (рис. 6, a).

При дискретном представлении времени τ удобно считать целыми длительности θ_+ и θ_- , чтобы в графе $P(Z)$ состояния z_+ и z_- заменить цепочками состояний $z_+ = (z_1, \dots, z_i)$, $z_- = (z_{i+1}, \dots, z_m)$, где $i = \theta_+$, $m = 1 + \theta_+ + \theta_-$ (рис. 6, b).

Модификация графа $P(Z)$ при разбиении на тактовые подсостояния состояния $z_0 = (z_1, \dots, z_i)$, где $i = \theta_0$, дает жизненный цикл клетки $m = \theta_0 + 2$ (рис. 6, c). Состояние клетки в произвольный момент τ можно характеризовать вектором $\mathbf{z} = \mathbf{z}(\tau)$ порядка $m+1$. Если в данный момент τ клетка находится в состоянии k , то $\mathbf{z}(\tau) = \mathbf{e}_k$, то есть в этот момент только k -я компонента вектора \mathbf{z} равна 1, а остальные – нулю.

Смена состояний за один такт описывается линейным уравнением

$$\mathbf{z}(\tau + 1) = \mathbf{P}\mathbf{z}(\tau)$$

с матрицей перехода $\mathbf{P} = \mathbf{P}(\tau)$, которая является функцией времени, что заложено в свойствах ее переменных элементов p и q . Эти элементы выражаются функцией единичного скачка, аргументом в котором является разность стимула и порога: $p = \varepsilon(j_+ - 1)$, $q = 1 - \varepsilon(j_+ - 1)$, то есть если $j_+ \geq 1$, то $p = 1$, $q = 0$, а если $j_+ < 1$, то $p = 0$, $q = 1$.

Для описания межклеточных взаимодействий необходимо определить поведение во времени выходного стимула клетки $j_-(\tau)$, который можно выразить в виде скалярного произведения вектора состояния $\mathbf{z}(\tau)$ с вектором $\mathbf{a}_+ = \mathbf{e}_1 + \dots + \mathbf{e}_{\theta_+}$, являющимся «индикатором» состояний возбуждения:

$$j_-(\tau) = \mathbf{a}_+ \cdot \mathbf{z}(\tau).$$

Полное описание межклеточных взаимодействий в рамках данного формализма требует привлечения матрицы связей клеток, то есть определения структурной модели пространства [40].

На основании описанной автоматной схемы возбуждения клетки можно определить стохастические модификации модели возбуждения, в которых вектор \mathbf{z} описывает распределение ве-

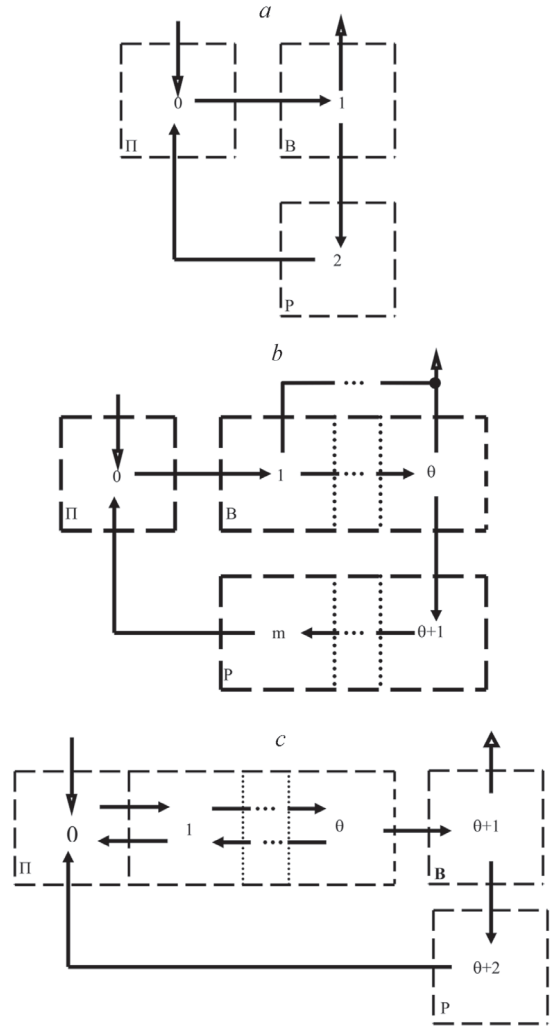


Рис. 6. Конфигурации клеточных машин, отражающие состояния покоя (Π), возбуждения (B), рефрактивности (P) возбудимых клеток-автоматов при упрощенной схеме (a), разбиении состояний возбуждения $\{1, \dots, \theta\}$ и рефрактивности $\{\theta+1, \dots, m\}$ на тактовые подсостояния (b) и разбиении состояния покоя $\{1, \dots, \theta\}$ на тактовые подсостояния (c)

Fig. 6. Configurations of cellular machines that reflect resting states (Π), excitation (B), refractivity (P) of excitable automata cells: with a simplified scheme (a), splitting the states of excitation $\{1, \dots, \theta\}$ and refractivity $\{\theta+1, \dots, m\}$ into clock sub-states (b) and partitioning the state of rest $\{1, \dots, \theta\}$ into clock substates (c)

роятностей нахождения клетки в каждом из состояний множества Z , а элементы матрицы \mathbf{P} представляют вероятности переходов между состояниями. Тогда p – вероятность перейти в возбужденное состояние при действии стимула j_+ , $p = \alpha \varepsilon(j_+ - 1)$, где число $\alpha < 1$; при этом $q = 1 - p$.

Наиболее общей является модель, в которой все переходы между состояниями случайны и длительности состояний возбуждения и рефрактивности θ_+ и θ_- представляют собой случайные величины. Однако достаточно содержательной является модель с детерминированными длительностями θ_+ и θ_- , когда вероятностным образом определяется только переход $z_0 \rightarrow z_+$.

Движение фронта передачи свойств в мозаичном пространстве. Структура точечной ткани $T(X)$ мозаичного пространства на множестве клеток-вершин X задается матрицей связей, порядок которой равен $|X|$. Выделив подмножества X_0, X_+, X_- , отвечающие разным состояниям вершин, $X = X_0 \cup X_+ \cup X_-$, $X_0 \cap X_+ \cap X_- = \emptyset$, введем векторы-индикаторы этих подмножеств: $\mathbf{u}_0, \mathbf{u}_+, \mathbf{u}_-$ соответственно. Порядок каждого из этих векторов равен $|X|$; отличны от нуля и равны 1 те элементы, например вектора \mathbf{u}_0 , которые соответствуют вершинам $x \in X_0$ и т. д. В общем случае, как сами подмножества X_0, X_+, X_- , так и их индикаторы являются функциями времени τ , которое считается дискретным. Вершина x является в возбужденном состоянии источником возбуждения для всех тех вершин, в которые от нее идут связи.

Траектория распространения возбуждения представляется объединением множеств $\Phi(x, \tau)$ для всех моментов времени τ существования возбуждения в $T(X)$. Пусть до момента $\tau = 0$, в $T(X)$ отсутствует возбуждение, а в начальный момент внешним воздействием возбуждаются точки множества $X_+(0)$. Последовательно можно описать последующую миграцию возбуждения для произвольных начальных множеств $X_+(0)$.

Волна возбуждения $\mathbf{u}_+(\tau) = \Phi(\tau)$ для $\tau \geq 0$ называется фундаментальной, если $X_+(0) = \{x_0\}$ – одиночная точка $x_0 \in X$ и $\mathbf{u}_+(\tau) \equiv 0$ для $\tau < 0$ [30]. Фундаментальная волна $\Phi(\tau)$ представляет «ответ» среды на локальное возмущение, которое для точечной ткани является актом возбуждения одиночной точки. Понятие фундаментальной волны связано с понятием «порядкового множества» вершин графа ткани. Если порог покоя $\aleph \leq 1$, то в каждом такте фронт фундаментальной волны «оккупирует» в графе ткани $T(X)$ вершины одного порядка по отношению к начально возбужденной вершине x_0 , то есть фундаментальное множество $\Phi(x, \tau)$ есть множество вершин порядка τ .

Например, в однородных двумерных сетях N_s^2 для $s = 3, 4, 6, 8$ (рис. 7) вершины последовательных фундаментальных фронтов $\Phi(x, \tau)$ располагаются в соответствии с величинами периметров элементарных контуров.

В рассматриваемых дискретных моделях, в отличие от континуальных, воспроизводятся эффекты суммации воздействий, которые могут быть исследованы при оценке возможности распространения возбуждения в простых сетях при разных величинах порога покоя \aleph [36, 40].

Траектория $\chi(\tau)$ называется конечной, если существует такой конечный момент времени τ_0 , что $\chi(\tau) = 0$ при $\tau > \tau_0$ и если $\chi(\tau) \neq 0$ при $\tau \leq \tau_0$. Траектория имеет длительность τ_0 , если она инициирована в момент $\tau = 0$ и $\tau_0 > 0$. Распространение возбуждения называется вырождающимся при конечной траектории и невырождающимся – в противном случае [40].

Если $\aleph \leq 1$, то для возбуждения любой покоящейся точки в $T(X)$ достаточно, чтобы возбудилась только одна из ее соседних точек. Если при этом граф ткани не содержит поглощающих вершин, то есть таких, из которых нет выходящих ребер, то фундаментальное распространение из любой вершины $T(X)$ существует и является невырождающимся при неограниченном множестве X .

Если же $\aleph > 1$, то возникает необходимость изменения определения фундаментального распространения. Действительно, пусть порог $\aleph = 2$, то есть произвольная покоящаяся точка x возбуждается в момент $\tau + 1$, если в предыдущий момент τ возбуждены по меньшей мере две ее соседние по связям точки. Очевидно, в этом случае возбуждение одиночной точки ткани не достаточно для создания распространяющейся волны возбуждения. Поэтому в общем случае $\aleph > 1$ фундаментальным называют такое распространение, которое инициируется начальным возбуждением некоторого минимального множества точек $\Phi(x, 0)$, где $|\Phi(x, 0)| > 1$ [40].

В сети N_3^2 можно так выбрать две точки, чтобы в следующем такте при $\aleph = 2$ они возбудили еще одну точку. Однако здесь никакое большее начальное множество $\Phi(x, 0)$ не способно создать

траекторию длительностью более одного такта (рис. 7, a).

В сети N_4^2 и при $\aleph = 2$ начальное возбуждение пары диагональных точек тоже приводит к распространению только на один шаг, но возбуждение k диагональных точек, принадлежащих одной прямой, вызывает вырождающееся распространение длительностью $\tau = k-1$ (рис. 7, b). Увеличить длительность траектории в N_3^2 и N_4^2 невозможно и за счет увеличения длительности θ возбуждения каждой точки.

Сеть N_6^2 в этом отношении существенно отличается от предыдущих. При $\theta = 1$ картина распространения в N_6^2 сходна с описанной для N_4^2 . Однако если $\theta = 2$, то от пары соседних точек, возбуждение распространяется два такта, а при начальном возбуждении трех точек одного треугольника (рис. 7, c) последующая волна возбуждения не вырождается. Таким образом, в сети N_6^2 , совмещая эффекты пространственной и временной суммации воздействий, можно создать невырождающееся распространение возбуждения при $\aleph = 2$, однако сеть теряет это свойство при $\aleph = 3$ [40].

Сеть N_8^2 при $\aleph = 2$ и $\theta = 1$ позволяет создать невырождающееся распространение без использования временной суммации начальным возбуждением двух соседних точек. При выбранных начальных условиях диагональная пара точек этим свойством не обладает, а простая пара соседних точек – обладает. В последнем случае и при $\aleph = 2$ фронт имеет устойчивую форму: состоит из двух фронтов, содержащих по четыре точки (рис. 7, d). Этот случай характерен для создания в однородной изотропной среде неизотропной формы распространения возбуждения [40].

Таким образом, для понимания функциональной организации технологических сред, моделируемых дискретными точечными тканями в «мозаичном пространстве», требуется определить необходимые и достаточные условия невырожденного распространения, инициированного начальным возбуждением клеток – точек, со своей топологией связей, с последующим определением конфигурации фронта волны возбуждения [36, 40]. Начальные условия процесса возбуждения в аддитивных технологиях определяются мощностью, расходом и распределением в пространстве и во времени потоков энергии и подачи материала [23].

Заключение. Анализ современного состояния и перспектив развития аддитивных технологий компьютеризированного производства позволяет говорить о новой парадигме в его эволюции – «Индустрии 4.0», обозначающей переход к самовоспроизводству машин, в том числе в качестве частей организмов или самих организмов. В результате формируется и детализируется концепция «цифровой фабрики», в которой аддитивные технологии являются определяющим звеном системы, включающим развитые подсистемы: 3D-проектирования и управления производством и потреблением, начиная от моделирования изделия, его материалов и компонентов в соответствии с новыми технологическими возможностями и заканчивая получением и эксплуатацией функционально ориентированного кастомизированного изделия.

Предложена единая диаграмма логических связей в процессах аддитивного производства изделий, представляющая собой конечный автомат, и показано, что она может использоваться как

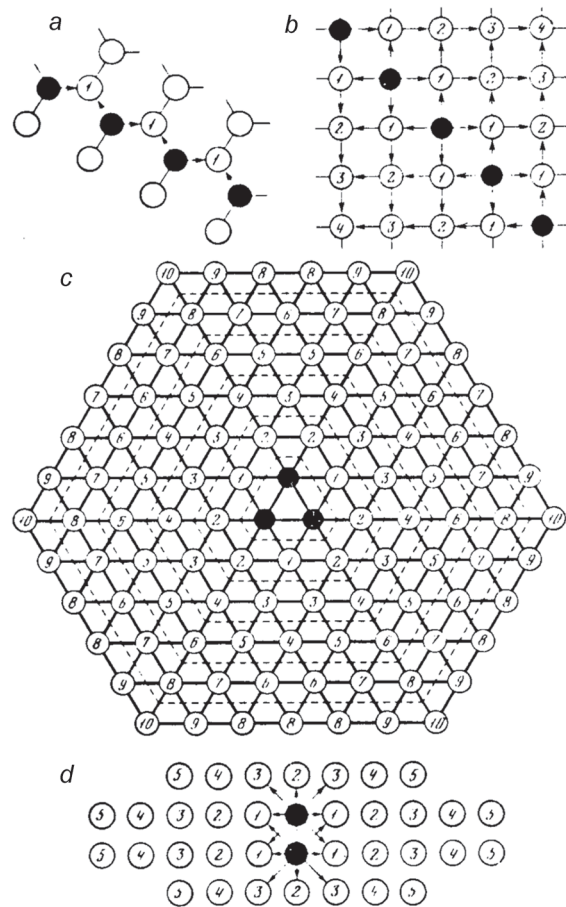


Рис. 7. Формы распространения возбуждения при пороге $\aleph = 2$: вырождение возбуждения в N_3^2 (a), N_4^2 (b); невырождающаяся волна в N_6^2 при $\theta = 2$ (c), в N_8^2 при $\theta = 1$ (d)

Fig. 7. Forms of propagation of excitation at the threshold $\aleph = 2$: excitation degeneracy in N_3^2 (a), N_4^2 (b); non-degenerate wave in N_6^2 at $\theta = 2$ (c), in N_8^2 at $\theta = 1$ (d)

для 3D-принтера, обеспечивающего прямое «выращивание» изделия сложной формы и структуры, так и для аддитивного синтеза его композиционного материала. При этом структурные элементы «мозаичного пространства» – клеточные машины, построенные на основе модели самовоспроизведения фон Неймана, могут применяться для описания процессов в конструкционных материалах и в функциональных биологических тканях.

Аддитивные процессы прямого «выращивания» изделий послойным синтезом в соответствии с особенностями конструирования формируемых слоев (по *BD*-технологиям) и оболочек (по *DD*-технологиям) раскрывают новые перспективы в ресурсном проектировании деталей машин. Использование самоорганизации поверхностных явлений позволяет формировать слои определенной регулируемой толщины по всей сложнопрофильной рабочей поверхности и управлять обеспечением свойств материала потоками энергии.

Рассмотрена континуальная модель точечной ткани «мозаичного пространства», в которой каждая точка не отличается по свойствам от клеток дискретной модели и находится в одном из трех состояний: покоя, возбуждения и рефрактивности. Показано, что распространение воздействий в технологической среде может описываться с применением классических волновых принципов для моделирования изменений и передачи состояний, структур и свойств материала.

Список использованных источников

1. Математика в современном мире / Р. Курант [и др.] ; предисл. В. А. Успенского. – М.: Мир, 1967. – 208 с.
2. Винер, Н. Кибернетика или управление и связь в живом и машине / Н. Винер. – М.: Совет. радио, 1958. – 296 с.
3. Кузин, Л. Н. Основы кибернетики : в 2 т. / Л. Н. Кузин. – М.: Энергия, 1979. – Т. 2: Основы кибернетических моделей. – 584 с.
4. Нейман фон, Дж. Теория самовоспроизводящих автоматов / Дж. фон Нейман. – М.: Мир, 1971. – 342 с.
5. Сигорский, В. П. Математический аппарат инженера / В. П. Сигорский. – Киев: Техника, 1977. – 768 с.
6. Перспективные технологии машиностроительного производства / О. П. Голубев [и др.] ; под общ. ред. Ж. А. Мрочека, М. Л. Хейфеца. – Новополоцк : Полоцк. гос. ун-т, 2007. – 204 с.
7. Мехатроника / Т. Исии [и др.] ; пер. с яп. С. А. Масленникова ; под. ред. В. В. Василькова. – М.: Мир, 1988. – 314 с.
8. Bradley, D. A. Mechatronics – Electronics in Products and Processes / D. A. Bradley. – London: Chapman & Hall, 1993. – 376 p.
9. Delchambre, A. Computer-aided Assembly Planning / A. Delchambre. – London: Chapman & Hall, 1992. – 276 p.
10. Сироткин, О. Технологический облик России на рубеже XXI века / О. Сироткин // Экономист. – 1998. – № 4. – С. 3–9.
11. Компьютеризированные интегрированные производства и CALS-технологии в машиностроении / Б. И. Черпаков [и др.] ; под ред. Б. И. Черпакова. – М.: ГУП ВИМИ, 1999. – 512 с.
12. CALS в авиастроении / А. Г. Братухин [и др.] ; под ред. А. Г. Братухина. – М.: Моск. авиац. ин-т, 2000. – 304 с.
13. Gibson, I. Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing / I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker. – N. Y.: Springer, 2015. – 498 p.
14. Зленко, М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / М. А. Зленко, А. А. Попович, И. Н. Мутылина. – СПб.: Изд-во политехн. ун-та, 2013. – 222 с.
15. Additive Manufacturing – Statista Dussier. – N. Y.: Statista Inc., 2015. – 196 p.
16. Хроника индустриальных революций: от парового двигателя к цифровому производству. Кто будет жить на Интернет-глобусе через 100 лет / С. Рагимова [и др.] ; под ред. С. Рагимовой // Ростелеком Professional. – 2016. – № 3 (15). – С. 16–17, 24–29.
17. Хейфец, М. Л. Аддитивные синерготехнологии послойного синтеза изделий из композиционных материалов при воздействии потоками энергии / М. Л. Хейфец // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2016. – № 4 (58). – С. 3–9.
18. Чижик, С. Синерготехнологии послойного синтеза изделий / С. Чижик, М. Хейфец // Наука и инновации. – 2016. – № 2 (156). – С. 13–16.
19. Витязь, П. А. Оперативное макетирование и производство изделий сложной формы из композиционных материалов / П. А. Витязь, А. Ф. Ильющенко, М. Л. Хейфец // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2011. – № 2. – С. 3–8.
20. Чижик, С. А. Перспективы развития технологических комплексов аддитивного синтеза композиционных материалов и формообразования изделий / С. А. Чижик, М. Л. Хейфец, С. А. Филатов // Механика машин, механизмов и материалов. – 2014. – № 4 (29). – С. 68–74.
21. Хейфец, М. Л. Технологические методы повышающие производительность формообразования и качество поверхностных слоев деталей / М. Л. Хейфец // Технологическое управление качеством поверхности деталей : сб. науч. тр. – Киев: АТМ Украины, 1998. – С. 42–50.
22. Хейфец, М. Л. Модели и алгоритмы производства изделий без использования формообразующей оснастки / М. Л. Хейфец // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2001. – № 2. – С. 59–62.
23. Хейфец, М. Л. Формирование свойств материалов при послойном синтезе деталей / М. Л. Хейфец. – Новополоцк: Полоцк. гос. ун-т, 2001. – 156 с.

24. Интеллектуальное производство: состояние и перспективы развития / Л. М. Акулович [и др.] ; под общ. ред. М. Л. Хейфеца, Б. П. Чемисова. – Новополоцк: Полоцк. гос. ун-т, 2002. – 268 с.
25. Теоретические основы проектирования технологических комплексов / А. М. Русецкий [и др.] ; под общ. ред. А. М. Русецкого. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 239 с.
26. Алферов, Ж. И. История и будущее полупроводниковых гетероструктур / Ж. И. Алферов // Физика и техника полупроводников. – 1998. – Т. 32, № 3.– С. 2–7.
27. Хейфец, М. Л. Проектирование процессов комбинированной обработки / М. Л. Хейфец.– М.: Машиностроение, 2005. – 272 с.
28. Хейфец, М. Л. Анализ алгоритмов производства изделий по моделям самовоспроизведения фон Неймана / М. Л. Хейфец // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2001. – Т. 45, № 5. – С. 119–122.
29. Электрофизические методы получения покрытий из металлических порошков / Н. Н. Дорожкин [и др.]. – Рига: Зинатне, 1985. – 131 с.
30. Индукционная наплавка твердых сплавов / В. Н. Ткачев [и др.]. – М.: Машиностроение, 1970. – 184 с.
31. Теория и практика газопламенного напыления / П. А. Витязь [и др.]. – Минск: Наука и техника, 1993. – 296 с.
32. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов / М. Л. Хейфец [и др.]. – Новополоцк: Полоцк. гос. ун-т, 2012. – 292 с.
33. Эйдельман, Е. Д. Возбуждение электрической неустойчивости нагреванием / Е. Д. Эйдельман // Успехи физ. наук. – 1995. – Т. 165, № 11. – С. 1279–1294.
34. Хейфец, М. Л. Процессы самоорганизации при формировании поверхностей / М. Л. Хейфец, Л. М. Кожуро, Ж. А. Мрочек. – Гомель: Ин-т механики металлополимерн. систем им. В. А. Белого Нац. акад. наук Беларуси, 1999. – 276 с.
35. Синергетика и фракталы в материаловедении / В. С. Иванова [и др.]. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
36. Чижик, С. А. Технологические барьеры при высокоинтенсивных воздействиях в процессах послойного синтеза и обработки материалов / С. А. Чижик, М. Л. Хейфец, С. А. Филатов // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2015. – № 3. – С. 107–113.
37. Лойцянский, Л. Г. Механика жидкости и газа / Л. Г. Лойцянский. – М.: Наука, 1987. – 840 с.
38. Дружинин, В. В. Проблемы системологии / В. В. Дружинин, Д. С. Конторов. – М.: Совет. радио, 1976. – 296 с.
39. Цетлин, М. Л. Исследования по теории автоматов и моделированию биологических систем / М. Л. Цетлин. – М.: Наука, 1969. – 368 с.
40. Смолянинов, В. В. Математические модели биологических тканей / В. В. Смолянинов. – М.: Наука, 1980. – 368 с.

References

1. Courant R. (et al.). *Mathematics in the Modern World*. Moscow, Mir Publ., 1967. 208 p. (in Russian).
2. Wiener N. *Cybernetics or control and communication in a living and a machine*. Moscow, Sovetskoe radio Publ., 1958. 296 p. (in Russian).
3. Kuzin L. N. *Fundamentals of cybernetics. Volume 2. Fundamentals of cybernetic models*. Moscow, Energia Publ., 1979. 584 p. (in Russian).
4. von Neumann J. *Theory of Self-Reproducing Automata*. University of Illinois Press, Urbana, 1966. 408 p.
5. Sigorskii V. P. *Mathematical apparatus of an engineer*. Kiev, Engineering Publ., 1977. 768 p. (in Russian).
6. Golubev O. P., Kuchta S. V., Mrochek Zh. A., Svirskii D. N., Soukhinenko B. N., Kheifetz M. L. *Advanced technologies of engineering production*. Novopolotsk, Polotsk State University, 2007. 204 p. (in Russian).
7. Isii T., Simoyama I., Inoue Kh. *Mechatronics*. Moscow, Mir Publ., 1988. 314 p. (in Russian).
8. Bradley D. A. *Mechatronics – Electronics in Products and Processes*. London, Chapman & Hall, 1993. 376 p.
9. Delchambre A. *Computer-aided Assembly Planning*. London, Chapman & Hall, 1992. 276 p. Doi: 10.1007/978-94-011-2322-8
10. Sirotkin O. Technological appearance of Russia at the turn of the XXI century. *Economist*, 1998, no. 4, pp. 3–9 (in Russian).
11. Al'perovich T. A., Barabanov V. V., Davydov A. N., Sergeev S. N., Sudov E. V., Cherpakov B. I. *Computerized integrated production and CALS-technologies in mechanical engineering*. Moscow, VIMI Publ., 1999. 512 p. (in Russian).
12. Bratukhin A. G. (ed.), Davydov Yu. V., Eliseev Yu. S. *CALS (Continuous Acquisition and Life cycle Support) in aircraft construction*. Moscow, Moscow Aviation Institute, 2000. 304 p. (in Russian).
13. Gibson I., Rosen D., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. N. Y., Springer, 2015. 498 p.
14. Zlenko M. A., Popovich A. A., Mutylina I. N. *Additive technologies in mechanical engineering*. Sankt Petersburg, Publ. House of Polytechnic. University, 2013. 222 p. (in Russian).
15. Additive Manufacturing – Statista Dussier. N. Y., Statista Inc., 2015. 196 p.
16. Ragimova S. (ed.). Chronicle of industrial revolutions: From the steam engine to digital production. Who will live on the Internet globe in 100 years. *Rostelecom Professional*, 2016, no. 3 (15), pp. 16–17, 24–29 (in Russian).
17. Kheifetz M. L. Additive sinergotechnologies of layer-by-layer synthesis of articles made of composite materials when exposed to energy flows. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii* [Science intensive technologies in mechanical engineering], 2016, no. 4 (58), pp. 3–9 (in Russian).
18. Chizhik S. A., Kheifetz M. L. Sinergotechnologies of layer-by-layer synthesis of products. *Nauka i innovatsii* [Science and Innovations], 2016, no. 2 (156), pp. 13–16 (in Russian).

19. Vityaz P. A., Ilyushchenko A. F., Kheifetz M. L. Rapid prototyping and manufacture of articles with complex shapes made of composite materials. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii* [Science intensive technologies in mechanical engineering], 2011, no. 2, pp. 3–8 (in Russian).
20. Chizhik S. A., Kheifetz M. L., Filatov S. A. Prospects for development of technological systems for additive synthesis of composite materials and products shaping. *Mechanika mashin, mekhanizmov i materialov* [Mechanics of Machines, Mechanisms and Materials], 2014, no. 4 (29), pp. 68–74 (in Russian).
21. Kheifetz M. L. Technological methods of increasing the productivity and quality of formation of surface layers of articles. *Tekhnologicheskoe upravlenie kachestvom poverkhnosti detalei : sb. nauch. tr.* [Technological process of quality control of surfaces of parts: a collection of scientific works]. Kiev, ATM Ukraine, 1998, pp. 42–50 (in Russian).
22. Kheifetz M. L. Models and algorithms for production of articles without the use of form-building equipment. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2001, no. 2, pp. 59–62 (in Russian).
23. Kheifetz M. L. *Formation of materials properties at layer-by-layer synthesis of components*. Novopolotsk, Polotsk State University, 2001. 156 p. (in Russian).
24. Akulovich L. M., Anoshko A. P., Zeveleva E. Z., Kheifetz M. L. (ed.), Chemisov B. P. (ed.). *Intellectual production: state and prospects*. Novopolotsk, Polotsk State University, 2002. 268 p. (in Russian).
25. Rusetskii A. M. (ed.). *Theoretical bases of technological systems designing*. Minsk, Belaruskaya Navuka Publ., 2012. 239 p. (in Russian).
26. Alferov Zh. I. The history and future of semiconductor heterostructures. *Semiconductors*, 1998, vol. 32, no. 1, pp. 1–14. Doi: 10.1134/1.1187350
27. Kheifetz M. L. *Design process of combined processing*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 272 p. (in Russian).
28. Kheifetz M. L. The analysis of algorithms of products manufacturing according to the models of von Neumann's self-reproduction. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi* [Reports of the National Academy of Sciences of Belarus], 2001, vol. 45, no. 5, pp. 119–122 (in Russian).
29. Dorozhkin N. N., Mironov V. V., Vereshchagin V. A., Kot A. A. *Electrophysical methods for obtaining coatings from metal powders*. Riga, Zinatne Publ., 1985. 131 p. (in Russian).
30. Tkachev V. N., Fishteyn B. M., Kozintsev N. V. *Induction surfacing of hard alloys*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 184 p. (in Russian).
31. Vityaz P. A., Ivashko V. S., Manoilo E. D. *The theory and practice of flame spraying*. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1993. 296 p. (in Russian).
32. Kheifetz M. L., Akulovich L. M., Mrochek Zh. A., Zeveleva E. Z. *Electrophysical and electrochemical methods of materials processing*. Novopolotsk, Polotsk State University, 2012. 292 p. (in Russian).
33. Eidelman E. D. Excitation of electric instability by heating. *Physics-Uspekhi*, 1995, vol. 38, no. 11, pp. 1231–1246. Doi: 10.1070/pu1995v038n11abeh000118
34. Kheifetz M. L., Kozhuro L. M., Mrochek Zh. A. *Self-organization processes in the formation of surfaces*. Gomel, V. A. Belyi Metal-Polymer Research Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 1999. 276 p. (in Russian).
35. Ivanova V. S., Balankin A. C., Bunin I. Zh., Oksogoev A. A. *Synergetics and fractals in material science*. Moscow, Nauka Publ., 1994. 383 p. (in Russian).
36. Chizhik S. A., Kheifetz M. L., Filatov S. A. Technological barriers at high-exposure impacts related to the layering synthesis and processing of materials. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2015, no. 3, pp. 107–113 (in Russian).
37. Loitsianskii L. G. *Fluid mechanics*. Moscow, Nauka Publ., 1987. 840 p. (in Russian).
38. Druzhinin V. V., Cantorov D. S. *Problems of Systemology*. Moscow, Soviet Radio Publ., 1976. 296 p. (in Russian).
39. Tsetlin M. L. *Investigations on the theory of automata and modeling of biological systems*. Moscow, Nauka Publ., 1969. 368 p. (in Russian).
40. Smolyaninov V. V. *Mathematical models of biological tissues*. Moscow, Nauka Publ., 1980. 368 p. (in Russian).

Информация об авторах

Витязь Петр Александрович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, руководитель аппарата Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь), главный научный сотрудник, Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Хейфец Михаил Львович – доктор технических наук, профессор, заместитель академика-секретаря Отделения физико-технических наук Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь), главный научный сотрудник, ГНПО «Центр» Национальной академии наук Беларуси. E-mail: mlk-z@mail

Information about the authors

Vitiaz Pyotr Aleksandrovich – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Head of Academy Staff of the National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus), Head Researcher, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Kheifetz Mikhail Lvovich – D. Sc. (Engineering), Professor, Deputy Academician-Secretary of the Department of Physical-Engineering Sciences of the National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus), Head Researcher, State Scientific and Production Association “Center” of the National Academy of Sciences of Belarus. E-mail: mlk-z@mail

Чижик Сергей Антонович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, первый заместитель Председателя Президиума Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 66, 220072, Минск, Республика Беларусь), главный научный сотрудник, Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси. E-mail:chizhik@presidium.bas-net.by

Для цитирования

Витязь, П. А. «Индустрия 4.0»: от информационно-коммуникационных и аддитивных технологий к самовоспроизведению машин и организмов / П. А. Витязь, М. Л. Хейфец, С. А. Чижик // Вест. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 54–72.

Chizhik Sergei Antonovich – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Vice-Chairman of the Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus), Head Researcher, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus. E-mail:chizhik@presidium.bas-net.by

For citation

Vitiaz P. A., Kheifetz M. L., Chizhik S. A. “Industry 4.0”: from information and communication and additive technologies to self-reproduction of machines and organisms. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnych navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 54–72 (in Russian).

Л. М. Акулович, Л. Е. Сергеев, Е. В. Сенчуров

Белорусский государственный аграрный технический университет, Минск, Беларусь

ОСОБЕННОСТИ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ ШТОКОВ ГИДРОЦИЛИНДРОВ

Получение высокого параметра шероховатости хромированных поверхностей при достаточно большой производительности и точности геометрических параметров представляют серьезную проблему. Рассмотрен процесс магнитно-абразивной обработки штоков гидроцилиндров, который обеспечивает уменьшение шероховатости рабочих поверхностей. Образцами служили штоки гидроцилиндров, изготовленные из стали 20Х ГОСТ 4543-71. Образцы подвергались термообработке до HRC 61–64, шлифованию до получения шероховатости поверхности Ra 0,8 мкм, полированию под хромирование методом магнитно-абразивной обработки и последующему хромированию (толщина слоя хрома 0,02–0,03 мм). Проведенные исследования магнитно-абразивной обработки хромированных штоков гидроцилиндров показали, что шероховатость поверхности уменьшается на 54 % при изменении времени обработки от 60 до 150 с. Дальнейшее увеличение времени обработки приводит к падению интенсивности съема материала, в результате чего уменьшение шероховатости при времени обработки от 60 до 210 с равно 61 %. Применение метода магнитно-абразивной обработки для штоков гидроцилиндров до их хромирования обеспечило за 90 с обработки снижение шероховатости Ra с 0,8 до 0,2 мкм. Это позволяет сделать вывод, что механизм процесса магнитно-абразивной обработки, обеспечивающий массовый и размерный съем металла хромированных поверхностей, аналогичен процессу обработки нехромированных. Разница в интенсивности съема объясняется тем, что хромовое покрытие деталей, обладая значительной износостойкостью и твердостью, препятствует более интенсивному протеканию процесса.

Ключевые слова: шток гидроцилиндра, магнитно-абразивная обработка, шероховатость, качество поверхности

L. M. Akulovich, L. E. Sergeev, E. V. Senchurov

Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus

PARTICULARITIES OF MAGNETIC-ABRASIVE MACHINING OF RODS OF HYDRAULIC CYLINDERS

Obtaining high parameter of roughness of chrome-plated surfaces with rather big productivity and accuracy of geometrical parameters represents a serious problem. A process of magnetic and abrasive processing of rods of hydraulic cylinders which provides reduction of roughness of working surfaces is considered. Hydraulic cylinders which have been made of steel 20Cr GB 3077-88 were used as samples. Samples were exposed to heat treatment to HRC 61–64, grounded to obtain roughness of a surface of Ra 0.8 microns, prepared for chromium plating by polishing by the method of magnetic and abrasive processing and then chromeplated (thickness of a layer of chrome of 0.02–0.03 mm). The conducted researches of magnetic and abrasive processing of the chrome-plated rods of hydraulic cylinders have shown that the roughness of a surface decreases by 54 % at change of time of processing from 60 to 150 seconds. Further increase of the processing time leads to falling of intensity of material removal therefore decrease of a roughness at time of processing within the range from 60 to 210 seconds is equal to 61 %. Application of the method of magnetic and abrasive processing for rods of hydraulic cylinders before their chromium plating has provided the decrease of roughness Ra from 0.8 to 0.2 microns in 90 seconds of processing. It allows drawing a conclusion that the mechanism of process of magnetic and abrasive processing, which provides mass and dimensional removal of metal of chrome-plated surfaces is similar to the processes of treatment of not chrome-plated ones. The difference of removal intensity is explained by the fact that the chromic covering of details, having considerable wear resistance and hardness, interferes with more intensive course of process.

Key words: hydraulic cylinder rod, magnetic and abrasive processing, roughness, quality of a surface

Введение. Гидроцилиндры широко применяют в гидросистемах как источники привода рабочих органов мобильных машин и исполнительных механизмов промышленного оборудования. В гидросистеме с одним, реже – двумя насосами может быть установлено до 6–10 гидроцилиндров. По функциональным признакам гидроцилиндры – это объемные гидродвигатели, предназначенные для преобразования энергии потока рабочей жидкости в механическую энергию выходного звена с возвратно-поступательным движением. Причем подвижным звеном может выступать как шток, так и корпус (гильза) гидроцилиндра [1].

Без специального технологического оборудования для чистовой расточки и раскатки внутренней поверхности гильз, шлифования и полирования штоков, обеспечивающего параметры шероховатости по ГОСТ 2789–73 рабочих уплотняемых поверхностей штоков и гильз гидроцилиндров, а также хромирования наружной поверхности штоков путем электролитического нанесения пленки толщиной 20–30 мкм невозможно изготовить коррозионно- и износостойкие штоки. Среднее арифметическое отклонение профиля рабочей поверхности штока после хромирования и полирования должно быть не более 0,16 мкм, рабочей поверхности гильзы гидроцилиндра – Ra 0,32 мкм по ГОСТ 2789–73 [2].

Поэтому все материалы, используемые для их изготовления, должны быть устойчивыми к механическим воздействиям, чтобы не произошло выдавливания уплотнений в зазоры при высоком давлении и при возникновении радиальных нагрузок, вызывающих смещение штока относительно передней направляющей втулки или поршня относительно гильзы.

Постановка задачи исследования. Для изготовления штоков гидроцилиндров современного технического уровня и качества необходимо специально металлообрабатывающее и гальваническое оборудование, что требует организации производства с экологически вредным участком и больших финансовых затрат.

Традиционная технология изготовления штоков гидроцилиндров достаточно трудоемка, особенно при изготовлении крупногабаритных изделий с большой длиной рабочих поверхностей. При использовании в качестве заготовки горячекатаных прутков обработка наружных поверхностей выполняется в три и более операции, что требует значительных затрат времени и средств. Первой операцией при обработке длинномерных штоков является черновая обточка, затем производится получистовая и чистовая обработка.

Так, штоки и плунжеры, выпускаемые по одному типоразмеру, должны обрабатываться по наружной цилиндрической поверхности с параметром шероховатости Ra 0,2–0,1 мкм и точности по 2-му или 3-му качеству.

Обеспечение высокого параметра шероховатости хромированных поверхностей при достаточно большой производительности и точности геометрических параметров представляет серьезную проблему, которая решается разными путями. В условиях крупносерийного и массового производства шероховатость наружных цилиндрических поверхностей Ra 0,4–0,1 мкм обеспечивается на станках для суперфиниширования. Однако относительно низкая производительность и высокая стоимость абразивного инструмента, в том числе и алмазного, являются недостатками процесса суперфиниширования и ограничивают его применение.

В условиях серийного и индивидуального производства наибольшее распространение получили машинно-ручная и ручная доводка и полировка при помощи наждачной бумаги типа Л1Э620×50П215А25-НМА (ГОСТ 6456-82) или войлочных кругов с различными пастами. Указанные технологические процессы не обеспечивают достаточно высокой производительности и стабильности шероховатости обрабатываемой поверхности и, кроме того, не поддаются автоматизации. Это приводит к необходимости поиска новых методов финишной обработки штоков гидроцилиндров и их использования для обработки как хромированных поверхностей, так и поверхностей под хромирование.

Полученные результаты и их обсуждение. Одним из направлений совершенствования технологии изготовления штоков является комбинированная обработка резанием и поверхностное пластическое деформирование (ППД) за счет совмещения получистовой и чистовой обработки путем создания упрочненного слоя, улучшающего эксплуатационные свойства детали [3].

Однако производительность обработки резанием и ППД в значительной степени зависит от количества режущих элементов, и это связано с тем, что режимы обкатывания поверхности роликами и обработки резцами различны и определяются глубиной резания, подачей и скоростью резания. Учитывая, что пятно контакта от деформирующего элемента на обкатываемой поверхности имеет протяженность, измеряемую в миллиметрах, а величины подач для резцов измеряются в десятых долях миллиметра, то могут возникать условия, при которых возможен перенаклеп поверхностного слоя и его отслоение. С целью исключения подобного дефекта необходимо снижать припуск под обкатывание и повышать точность в поперечном сечении детали при со-

хранении низких скоростей резания. Увеличение скоростей резания, а следовательно, чисел оборотов вращения детали может вызвать вибрации в системе СПИД по причине биения заготовки.

Одним из новых методов финишной обработки деталей машин является магнитно-абразивная обработка (МАО) [4, 5]. Метод позволяет получать на закаленных цилиндрических наружных поверхностях шероховатость Ra 0,05–0,63 мкм с высокой производительностью. Для установления возможности финишной обработки штоков гидроцилиндров методом МАО была проведена серия опытно-экспериментальных работ.

В качестве оборудования применялась установка СФТ 2.150.00.00.000 для МАО при наличии бункера-дозатора и следующих режимах подачи ферроабразивного порошка (ФАП) в зону обработки: напряжение на катушках – 24 В; ток в катушках – 0,2 А; масса порции порошка – 0,012–0,024 кг.

Параметры и режимы МАО: скорость резания – 2 м/с; частота осцилляции – 1420 дв. ход/мин; амплитуда осцилляции – 3 мм; величина рабочего зазора – 3,5 мм; магнитная индукция – 0,6–1,0 Т. ФАП: Ж15КТ ТУ 6-09-483-81, размерность частиц ФАП – 0,16–0,2 мм, смазочно-охлаждающие технологические средства (СОТС) – СинМА-1 ТУ 38-5901176-91, 3%-ный водный раствор; время обработки – 60–210 с.

Шероховатость образцов измерялась до и после обработки в трех разных сечениях на профилографе-профилометре 252-Калибр. В каждом сечении делалось четыре замера. По результатам всех замеров каждого образца находилось среднеарифметическое значение шероховатости его поверхности.

Образцами служили штоки гидроцилиндров, изготовленные из стали 20Х ГОСТ 4543-71 (рис. 1). Образцы подвергались термообработке до HRC 61–64, шлифованию до получения шероховатости поверхности Ra 0,8 мкм, подготовкой под хромирование методом МАО и последующим хромированием (толщина слоя хрома 0,02–0,03 мм). Шероховатость поверхности образцов после хромирования составила Ra 0,32–0,63 мкм.

Следует отметить, что принятая величина рабочих зазоров между полюсными наконечниками и заготовкой составляет

$$\delta = 5\Delta,$$

где Δ – наибольший размер отдельной частички ФАП.

В данном случае $\delta = 5\Delta \cdot 0,2 = 1$ мм, который является оптимальным, поскольку увеличение данного зазора приводит к снижению жесткости ферроабразивной щетки, падению давления и повышению шероховатости поверхностного слоя, а его уменьшение связано с падением качественных характеристик обработанной поверхности.

Практическое использование метода МАО штоков гидроцилиндров заключалось в исследовании влияния времени обработки на шероховатость их поверхности до и после хромирования. Остальные параметры оставались неизменными в течение обработки всей партии образцов. Результаты исследований представлены на рис. 2.

Проведенные исследования МАО хромированных штоков гидроцилиндров показали, что шероховатость поверхности уменьшается на 54 % при изменении времени обработки от 60 до 150 с. Дальнейшее увеличение времени обработки приводит к падению интенсивности съема материала, в результате чего изменение шероховатости при времени обработки от 60 до 210 с равно

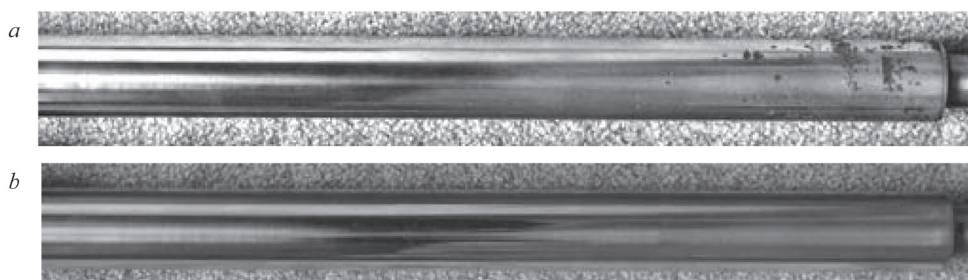


Рис. 1. Образцы штоков гидроцилиндров: *a* – до обработки; *b* – после обработки
Fig. 1. Samples of rods of hydraulic cylinders: *a* – before processing; *b* – after processing

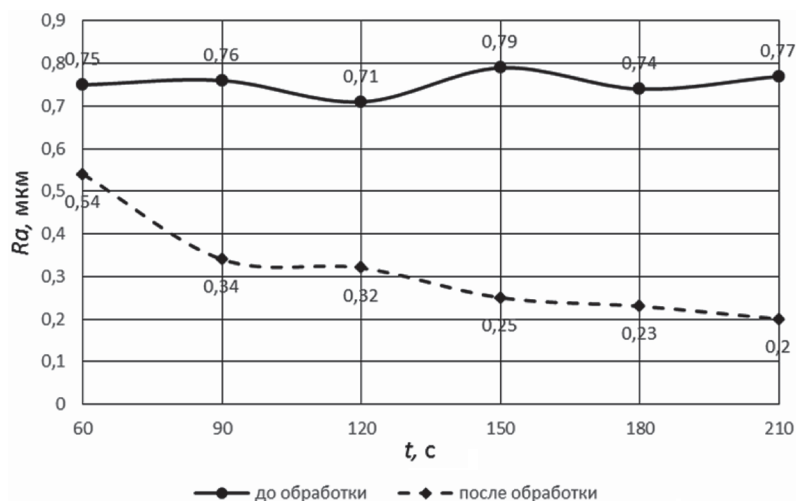


Рис. 2. Зависимость шероховатости поверхностей хромированных штоков гидроцилиндров от времени обработки
Fig. 2. Dependence of surface roughness of chrome-plated rods of hydraulic cylinders on processing time

61 %. Применение метода MAO для штоков гидроцилиндров до их хромирования обеспечило за 90 с обработки снижение шероховатости Ra с 0,8 до 0,2 мкм.

Это позволяет сделать вывод, что механизм процесса MAO, обеспечивающий массовый и размерный съем металла хромированных поверхностей, аналогичен процессам нехромированных. Разница съема объясняется тем, что хромовое покрытие деталей, обладая значительной износостойкостью и твердостью, препятствует более интенсивному протеканию процесса.

Профилограммы шероховатости поверхности штоков гидроцилиндров после шлифования и MAO представлены на рис. 3.

На шероховатость обработанной хромированной поверхности большое влияние оказывает сцепление хромового покрытия с матрицей материала. В случае низкого качества раствора хрома при гальваническом покрытии и низкого сцепления с основным металлом штока наблюдаются задиры на обрабатываемой поверхности или слой хрома полностью отслаивается. При качественном хромировании подобные явления отсутствуют.

Заклучение. Гидроцилиндры, на которых были установлены обработанные методом MAO штоки, при приемодаточных испытаниях проверялись при использовании минерального масла с кинематической вязкостью 8–2000 мм²/с в диапазоне температур окружающей среды от –50 до +55 °С и температур рабочей жидкости от –10 до +80 °С при тонкости фильтрации рабочей жидкости 25 мкм.

Функционирование совершалось путем последовательного сообщения полостей с напорной и сливной магистралями, осуществляя трехкратное перемещение штока по всей длине в обе стороны.

Продольная устойчивость штока проверялась при давлении, равном 1,5 номинального, в течение не менее 3 мин при неподвижном штоке на гидроцилиндре, закрепленном в соответствии с креплением на фланце.

Испытательные стенды и условия проведения испытаний соответствовали ГОСТ 18464-96 и требованиям безопасности по ГОСТ 12.2.086-83.

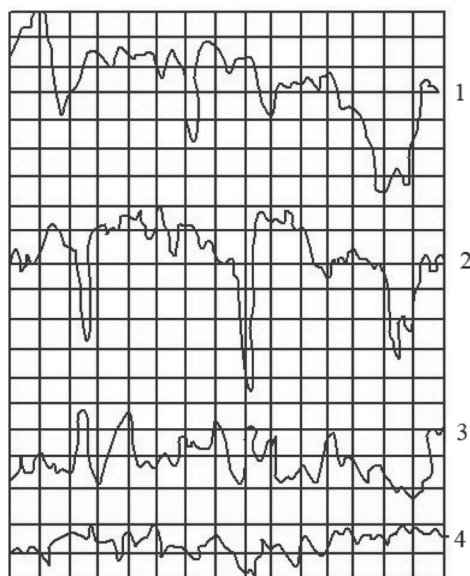


Рис. 3. Профилограммы исходной и обработанной поверхности штоков гидроцилиндров различными методами финишной обработки: 1 – шлифование, Ra 0,8 мкм; 2 – магнитно-абразивная обработка, Ra 0,4 мкм; 3 – магнитно-абразивная обработка, Ra 0,2 мкм; 4 – магнитно-абразивная обработка, Ra 0,1 мкм

Fig. 3. The valid profile of the initial and processed surface of rods of hydraulic cylinders by various methods of finishing processing: 1 – grinding, Ra 0.8 microns; 2 – magnetic and abrasive processing, Ra 0.4 microns; 3 – magnetic and abrasive processing, Ra 0.2 microns; 4 – magnetic and abrasive processing, Ra 0.1 microns

В результате проведенных экспериментальных исследований установлено, что использование метода MAO для штоков гидроцилиндров до и после хромирования обеспечивает высокое качество обработки для хромированных с Ra 0,32–0,63 мкм до Ra 0,2 мкм и до хромирования с Ra 0,8 до Ra 0,2 мкм.

Список использованных источников

1. Санкович, Е. С. Гидравлика, гидравлические машины, гидроприводы / Е. С. Санкович, А. Б. Сухоцкий. – Минск: БГТУ, 2005. – 137 с.
2. Гаврилов, К. Л. Основы гидропривода дорожно-строительных и сельскохозяйственных машин / К. Л. Гаврилов. – СПб.: Деан, 2011. – 232 с.
3. Повышение производительности обработки штоков пневмо- и гидроцилиндров за счет усовершенствования устройства для комбинированной обработки резанием и поверхностным пластическим деформированием / Б. Е. Пини [и др.] // Изв. Моск. гос. техн. ун-та МАМИ. – 2012. – Т. 2, № 2 (14). – С. 164–166.
4. Коновалов, Е. Г. Чистовая обработка деталей в магнитном поле ферромагнитными порошками / Е. Г. Коновалов, Г. С. Шулев. – Минск: Наука и техника, 1967. – 128 с.
5. Акулович, Л. М. Основы профилирования режущего инструмента при магнитно-абразивной обработке / Л. М. Акулович, Л. Е. Сергеев. – Минск: БГАТУ, 2014. – 280 с.

References

1. Sankovich E. S., Suhotskiy E. S. *Hydraulics, hydraulic machines, hydraulic actuators: educational and methodical benefit*. Minsk, Belarusian State Technological University, 2005. 137 p. (in Russian).
2. Gavrilov K. L. *Bases of a hydraulic actuator of road-building and farm vehicles*. Sankt Petersburg, Dean Press Ltd, 2011. 232 p. (in Russian).
3. Pini B. E., Maksimov Yu. V., Ankin A. V., Adeev A. S. Increase in productivity of processing of rods of air- and hydraulic cylinders due to improvement of the device for the combined processing by cutting and superficial plastic deformation. *Izvestiya MGTU MAMI [Izvestiya MGTU MAMI]*, 2012, vol. 2, no. 2 (14), pp. 164–166 (in Russian).
4. Kononov E. G., Schulev G. S. *Fine processing of details in magnetic field with ferromagnetic powders*. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1967. 128 p. (in Russian).
5. Akulovich L. M., Sergeev L. E. *Bases of profiling of the cutting tool at magnetic and abrasive processing*. Minsk, Belarusian State Agrarian and Technical University, 2014. 280 p. (in Russian).

Информация об авторах

Акулович Леонид Михайлович – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология металлов», Белорусский государственный аграрный технический университет (пр. Независимости, 99, 220023, Минск, Республика Беларусь). E-mail: leo-akulovich@yandex.ru

Сергеев Леонид Ефимович – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Технология металлов», Белорусский государственный аграрный технический университет (пр. Независимости, 99, 220023, Минск, Республика Беларусь). E-mail: l.sergeev.mail@gmail.ru

Сенчуров Евгений Витальевич – начальник отдела внедрения научно-технических разработок, Белорусский государственный аграрный технический университет (пр. Независимости, 99, 220023, Минск, Республика Беларусь). E-mail: senchurov@tut.by

Для цитирования

Акулович, Л. М. Особенности магнитно-абразивной обработки штоков цилиндров / Л. М. Акулович, Л. Е. Сергеев, Е. В. Сенчуров // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 73–77.

Information about the authors

Akulovich Leonid Mihailovich – D. Sc. (Engineering), Professor, Professor of the Department of Technology of Metals, Belarusian State Agrarian Technical University (99, Nezavisimosti Ave., 220023, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: leo-akulovich@yandex.ru

Sergeev Leonid Efimovich – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Associate Professor of the Department of Technology of Metals, Belarusian State Agrarian Technical University (99, Nezavisimosti Ave., 220023, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: l.sergeev.mail@gmail.ru

Senchurov Evgeniy Vital'evich – Head of the Department of Introduction of Scientific and Technical Developments, Belarusian State Agrarian Technical University (99, Nezavisimosti Ave., 220023, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: senchurov@tut.by

For citation

Akulovich L. M., Sergeev L. E., Senchurov E. V. Particularities of magnetic-abrasive machining of rods of hydraulic cylinders. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series]*, 2017, no. 2, pp. 73–77 (in Russian).

В. Г. Баштовой¹, П. П. Кужир², А. Ю. Зубарев³, В. С. Мороз⁴¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь²Университет Ниццы-Софии Антиполис, Ницца, Франция³Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия⁴Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь**ДИФфуЗИЯ И МАГНИТОФОРЕЗ В НАНОДИСПЕРСНЫХ
МАГНИТНЫХ ЖИДКОСТЯХ С ФАЗОВЫМ ПЕРЕХОДОМ**

В работе описаны процессы массопереноса в нанодисперсных магнитных суспензиях (магнитных жидкостях) в предположении существования частиц в них в виде двух фазовых состояний: газообразного и конденсированного, с границей фазового перехода между ними, определяемой известными условиями термодинамического равновесия. В газовой фазе распределение концентрации магнитных частиц подчиняется уравнению диффузии, а в конденсированной фазе предполагается постоянным. Процесс описывается безразмерным магнитным параметром, представляющим собой отношение магнитной энергии частицы к тепловой, а также параметром, характеризующим дипольное взаимодействие между частицами.

На основании уравнений диффузии и равновесия фаз представлено аналитическое решение одномерной задачи о распределении концентрации частиц в магнитной жидкости в неоднородном магнитном поле.

Показано, что при заданной средней концентрации частиц фазовый переход наблюдается при превышении магнитным параметром определенных значений, а область конденсированной фазы увеличивается с его ростом. При больших его значениях в рассмотренной задаче координата границы фазового перехода практически линейно зависит от средней концентрации частиц.

Ключевые слова: магнитная жидкость, диффузия, магнитофорез, фазовый переход, магнитное поле

V. G. Bashtovoi¹, P. P. Kuzhir², A. Yu. Zubarev³, V. S. Moroz⁴¹Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus²University of Nice-Sophia Antipolis, Nice, France³Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia⁴Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus**DIFFUSION AND MAGNETOPHORESIS IN NANODISPERSED MAGNETIC FLUIDS
WITH PHASE TRANSITION**

A description of mass transfer processes in nanodispersed magnetic suspensions (magnetic fluids) is proposed under the assumption that assembly of magnetic particles in them can exist in the form of two phases: gaseous and condensed, and the phase transitions are determined by well-known thermodynamic conditions of phase equilibrium and depend on concentration of particles and magnetic field intensity.

The distribution of concentration of magnetic particles in a gas phase conforms the diffusion equation, and in the condensed phase it is supposed to be constant. Process is described by the dimensionless magnetic parameter representing the relation of magnetic energy of a particle to thermal one, and also by the parameter characterizing dipole-dipole interaction between particles.

The analytical solution to one-dimensional problem on distribution of concentration of particles in a magnetic fluid in locally non-uniform magnetic field is presented on the basis of the equations of diffusion and phase equilibrium.

It is shown, that phase transition at given average concentration of particles is observed when the magnetic parameter exceeds certain value, and the area of the condensed phase increases with its increasing. At its large values the coordinate of phase transition boundary depends on average concentration of particles in the considered problem practically linearly.

Keywords: magnetic fluid, diffusion, magnetophoresis, phase transition, magnetic field

Введение. Под нанодисперсной магнитной жидкостью понимается коллоидный раствор в жидкости – носителе магнитных частиц с размерами порядка 10 нм, покрытых поверхностно-активным веществом, препятствующим их агрегированию [1]. Размер частиц, исчисляемый в нанометрах, обеспечивает броуновский характер их поведения в жидкости, обмен импульсом с молекулами жидкости-носителя, передачу импульса, полученного от взаимодействия с внешним магнитным полем, молекулам всего объема жидкости.

В неоднородном магнитном поле естественными процессами, имеющими место в такой системе, являются магнитофорез и броуновская диффузия магнитных частиц. На важность этих процессов в магнитной жидкости было обращено внимание уже в самых первых работах в этой области и в последующих монографиях [1, 2].

Наиболее ярко эти процессы оказались выраженными при работе магнитожидкостных уплотнений вследствие больших градиентов напряженности магнитного поля, существующих в них [3–5].

В последнее время указано также на важную роль, которую могут играть эти процессы в общих задачах статики магнитных жидкостей, например, при левитации магнитных и немагнитных тел в них применительно к таким устройствам, как магнитожидкостные подвесы, опоры, виброзащитные системы [5–7], а также при течении магнитных жидкостей в каналах [8]. В этих же работах сформулирована замкнутая система дифференциальных уравнений и граничных условий, дающая адекватное описание указанных процессов, в том числе применительно к магнитожидкостным уплотнениям.

Основным недостатком предложенных к настоящему времени моделей описания процессов броуновской диффузии и магнитофореза в магнитных жидкостях, основанных на классической теории этих процессов, является то, что они дают возрастание концентрации магнитных частиц вплоть до их максимально возможной плотной упаковки и выше в областях с большой напряженностью неоднородного магнитного поля. Это приводит, в частности, к аномально высоким значениям их вязкости и, соответственно, вязких напряжений при их течении [8]. Предложенное в [5] искусственное ограничение значений концентрации частиц их плотной упаковкой с физической точки зрения не является достаточно строгим, поскольку оставляет широкий произвол в выборе значения коэффициента заполнения плотной упаковки.

Однако известно, что даже в немагнитных коллоидных системах при увеличении концентрации частиц имеет место фазовый переход, сопровождающийся резким переходом коллоидного раствора в высококонцентрированную фазу, к которой обычные представления диффузионного переноса массы перестают быть справедливыми, но которая, сохраняя свойства текучести, может характеризоваться конечными значениями коэффициентов вязкости.

Ситуация эквивалентна той, которая возникает при обычном фазовом переходе газообразной среды в жидкую фазу при ее конденсации.

Очевидно, что соответствующие критические значения концентраций частиц в коллоиде должны служить естественными пределами применимости теории броуновской диффузии к магнитным коллоидам.

Известно также, что в магнитных жидкостях как коллоидных растворах магнитных частиц имеет место и особый фазовый переход к высококонцентрированной фазе, связанный со взаимодействием магнитных частиц как между собой, так и с внешним магнитным полем [2, 9–15]. Несмотря на то, что свойства такой высококонцентрированной фазы магнитной жидкости еще недостаточно изучены, имеется достаточно большое количество экспериментальных данных, свидетельствующих о ее поведении как жидкой среды. Прежде всего это относится к данным по деформации капель этой фазы в магнитных полях [2] и возможности характеризовать их соответствующим коэффициентом поверхностного натяжения.

Физико-математическая постановка задачи. Таким образом, для неподвижной магнитной жидкости, находящейся в неоднородном магнитном поле, в стационарном состоянии можно принять за основу существование магнитных частиц в жидкости-носителе в двух фазовых состояниях: 1) слабоконцентрированная фаза с поведением магнитных частиц, подобным газообразному состоянию («газовая фаза»), и 2) сильноконцентрированная фаза с упаковкой магнитных частиц и их поведением, подобным состоянию конденсированной несжимаемой жидкости («конденсированная фаза»).

При этом основные свойства этих фазовых состояний заключаются в следующем.

А. В соответствии с подходом, развитым в [5–7], в газовой фазе распределение концентрации Φ_g магнитных частиц, имеющих плотность ρ , подчиняется уравнению диффузии

$$\rho \frac{\partial \Phi_g}{\partial t} + \operatorname{div} \vec{i} = 0, \quad (1)$$

а плотность потока массы частиц \vec{i} в неоднородном магнитном поле с величиной напряженности H определяется следующим образом:

$$\vec{i} = -\rho D \nabla \Phi_g + \rho b \mu_0 m \Phi_g L(\xi) \nabla H, \quad (2)$$

где D – коэффициент диффузии частиц, который связан с их подвижностью b соотношением Эйнштейна $D = kTb$; $\mu_0 \approx 1,26 \cdot 10^{-6}$ Гн/м – магнитная проницаемость вакуума; m – магнитный момент отдельной частицы; $k \approx 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; $L(\xi)$ – функция Ланжевена, $L(\xi) = \operatorname{cth}(\xi) - 1/\xi$, $\xi = \mu_0 m H / kT$.

На непроницаемых для частиц границах нормальная компонента плотности потока массы i_n должна обращаться в ноль:

$$i_n = -\rho D \partial \Phi_g / \partial n + \rho b \mu_0 m \Phi_g L(\xi) (\partial H / \partial n) = 0. \quad (3)$$

Анализ размерностей уравнений (1), (2) показывает, что описываемая ими задача определяется одним безразмерным параметром $U = \mu_0 m H_* / kT$, представляющим собой отношение магнитной энергии частицы к ее тепловой энергии и включающим в себя характерное для каждой конкретной ситуации значение напряженности магнитного поля H_* .

Уравнения (1)–(3) можно привести к безразмерному виду, выбрав в качестве масштабов характерные значения входящих в них величин: H_* – для модуля напряженности магнитного поля, x_* – для пространственных координат, $t_* = D / x_*^2$ – для времени, x_*^3 – для объема. Безразмерное значение модуля напряженности магнитного поля представляет собой отношение его размерной величины к характерному значению H_* .

Тогда для безразмерных величин уравнения (1)–(3) примут следующий вид:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \Phi_g}{\partial t} + \operatorname{div} \vec{i} &= 0, \\ \vec{i} &= -\nabla \Phi_g + U \Phi_g L(\xi) \nabla H, \quad \xi = UH, \\ i_n &= -\partial \Phi_g / \partial n + U \Phi_g L(\xi) (\partial H / \partial n) = 0 \text{ на непроницаемой границе.} \end{aligned} \quad (4)$$

Использование одних и тех же букв для обозначения размерных и безразмерных величин не должно вызывать недоразумений, если это заранее оговорено.

В стационарном случае в объеме жидкости с непроницаемыми границами в соответствии с (4) плотность потока массы во всем объеме обращается в ноль:

$$\vec{i} = -\nabla \Phi_g + U \Phi_g L(\xi) \nabla H = 0, \quad \xi = UH. \quad (5)$$

Чаще всего типичная магнитная жидкость содержит в качестве твердой магнитной фазы частицы магнетита с намагниченностью $4,46 \cdot 10^5$ А/м [1]. При их характерных диаметрах d около 10^{-8} м и соответственно объеме $5,2 \cdot 10^{-25}$ м³ магнитный момент частиц составляет примерно $2,3 \cdot 10^{-19}$ Дж/Тл. Тогда при комнатных температурах $T = 300$ К значение U порядка единицы имеет место при характерной напряженности магнитного поля H_* порядка 10^4 А/м. В реальных ситуациях, например в зазорах магнитожидкостных уплотнений, в которых создаются сильные магнитные поля до 10^6 А/м с большими градиентами, значения параметра U могут достигать нескольких десятков.

Суммарный объем магнитных частиц V_{mg} в объеме V_g , занимаемом этой фазой, равен $V_{mg} = \int_{V_g} \Phi_g dV$.

В конденсированной фазе имеет постоянную концентрацию магнитных частиц, $\Phi_c = \text{const}$, соответствующую условиям термодинамического сосуществования фаз.

Суммарный объем магнитных частиц V_{mc} в объеме V_c , занимаемом этой фазой, равен $V_{mc} = \int_{V_c} \Phi_c dV = \Phi_c V_c$.

Магнитное взаимодействие магнитных частиц в конденсированной фазе носит диполь-дипольный характер, определяется магнитным моментом частицы m и характеризуется безразмерным параметром $\lambda = \frac{\mu_0 m^2}{4\pi d^3 kT}$, представляющим отношение энергии диполь-дипольного взаимодействия к тепловой энергии. Для частиц магнетита с приведенными выше характеристиками и при комнатной температуре параметр λ имеет значение примерно 1,3.

С. Средняя концентрация частиц Φ_0 во всем рассматриваемом объеме V магнитной жидкости является постоянной и заранее заданной величиной

$$\frac{1}{V} \left[\int_{V_g} \Phi_g dV + \int_{V_c} \Phi_c dV \right] = \frac{1}{V} \left[\int_{V_g} \Phi_g dV + \Phi_c V_c \right] = \Phi_0. \quad (6)$$

Д. Намагниченность магнитной жидкости M при любом фазовом состоянии магнитных частиц зависит от их концентрации Φ , намагниченности отдельной магнитной частицы M_m и от напряженности магнитного поля по закону Ланжевена: $M = M_m \Phi(x) L(\xi)$. Намагниченность магнитных частиц M_m предполагается однородной по их объему и равной отношению их магнитного момента m к их объему V_p : $M_m = m/V_p$.

Е. Концентрации частиц в каждом из фазовых состояний определяются термодинамическими условиями сосуществования фаз. В дальнейшем принимается подход, развитый в [9–12], который привел к удобным для использования аналитическим соотношениям сосуществования фаз в магнитной жидкости с учетом дипольного взаимодействия между магнитными частицами.

В этих работах получены следующие выражения для химических потенциалов ζ и парциальных давлений p для каждого из фазовых состояний частиц в магнитной жидкости:

$$\zeta_g(\Phi_g, \xi, \lambda) = kT \left[\ln \Phi_g + \Phi_g \frac{8 - 9\Phi_g + 3\Phi_g^2}{(1 - \Phi_g)^3} + \ln \frac{\xi}{\sinh \xi} - 8 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_g \right], \quad (7)$$

$$p_g(\Phi_g, \xi, \lambda) = \frac{kT}{V_p} \left[\Phi_g \frac{1 + \Phi_g + \Phi_g^2 - \Phi_g^3}{(1 - \Phi_g)^3} - 4 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_g^2 \right], \quad (8)$$

$$\zeta_c(\Phi_c, \xi, \lambda) = kT \left[\frac{A}{\Phi_m} \ln \frac{\Phi_c}{\Phi_m - \Phi_c} + \frac{A}{\Phi_m - \Phi_c} + C + \ln \frac{\xi}{\sinh \xi} - 8 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_c \right], \quad (9)$$

$$p_c(\Phi_c, \xi, \lambda) = \frac{kT}{V_p} \left[\Phi_c \frac{A}{\Phi_m - \Phi_c} - 4 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_c^2 \right]. \quad (10)$$

Первые слагаемые в правой части этих уравнений описывают классическую суспензию, а последние, содержащие магнитные параметры ξ и λ , связаны с магнитными свойствами частиц. В этих выражениях V_p – объем наночастицы, $\Phi_m = 0,74$ – максимальный упаковочный коэффициент для кубической гранецентрированной упаковки, $A \approx 2,2$ и $C \approx 1,255$ являются константами, определяющими фазовый переход порядок-беспорядок в отсутствие магнитного поля [16].

Равновесие между двумя фазами определяется равенством их химических потенциалов ζ и осмотических давлений p на границе раздела фаз [16]:

$$\zeta_g(\Phi_g, \xi, \lambda) = \zeta_c(\Phi_c, \xi, \lambda), \quad p_g(\Phi_g, \xi, \lambda) = p_c(\Phi_c, \xi, \lambda). \quad (11)$$

С учетом (7)–(10) эти условия принимают следующий вид:

$$\begin{aligned} & \ln \Phi_g + \Phi_g \frac{8 - 9\Phi_g + 3\Phi_g^2}{(1 - \Phi_g)^3} - 8 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_g = \\ & = \frac{A}{\Phi_m} \ln \frac{\Phi_c}{\Phi_m - \Phi_c} + \frac{A}{\Phi_m - \Phi_c} + C - 8 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_c, \end{aligned} \quad (12)$$

$$\Phi_g \frac{1 + \Phi_g + \Phi_g^2 - \Phi_g^3}{(1 - \Phi_g)^3} - 4 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_g^2 = \Phi_c \frac{A}{\Phi_m - \Phi_c} - 4 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_c^2. \quad (13)$$

При отсутствии магнитного поля или в случае немагнитных частиц $\lambda = 0$ эти уравнения имеют решением $\Phi_g = 0,495$ и $\Phi_c = 0,545$ [16].

Уравнения (8), (9) решаются численно относительно концентраций Φ_g и Φ_c при различных значениях напряженности магнитного поля ξ и параметра λ . В результате могут быть найдены и построены диаграммы фазового равновесия $\Phi_g(\xi, \lambda)$ и $\Phi_c(\xi, \lambda)$, определяющие границу раздела между двумя фазовыми состояниями магнитной жидкости – газообразным и конденсированным.

Одномерная задача. Рассмотрим процесс перераспределения концентрации частиц в магнитной жидкости с учетом фазового перехода в ней на примере объема, расположенного в плоском зазоре с локальной неоднородностью магнитного поля, как изображено на рис. 1. Данная задача может моделировать поведение магнитной жидкости в зазоре магнитожидкостного уплотнения [5].

Пусть объем однородной магнитной жидкости ($-l \leq x \leq l$, $0 \leq y \leq h$) заполняет зазор между двумя плоскопараллельными твердыми границами $y = 0$ и $y = h$ (см. рис. 1). Боковые границы объема полагаются плоскими. Магнитная жидкость удерживается в зазоре неоднородным магнитным полем $H(x)$, создаваемым заостренным полюсом постоянного магнита (МР). Соответственно распределение концентрации частиц в жидкости тоже будет функцией только координаты x . Часть этого объема $-a < x < a$, находящаяся вблизи полюса в области с максимальной напряженностью магнитного поля, может представлять собой конденсированную фазу магнитных частиц, а область $a \leq |x| \leq l$ – газообразную. Положение границы раздела между этими фазами $x = a$ должно определяться в процессе решения задачи.

В качестве характерных масштабов в данной задаче удобно использовать для координаты x полудлину объема жидкости: $x_* = l$, для модуля напряженности магнитного поля – его максимальное значение в точке $x = 0$: $H_* = H(0)$, а безразмерную координату границы раздела фаз определить как $s = a/l$.

Далее все рассмотрение проведем для безразмерных величин.

Все границы объема магнитной жидкости будут предполагаться непроницаемыми для частиц и соответственно плотность потока массы на этих границах будет равна нулю: $i_x = 0$ при $x = \pm l$, а также во всем объеме жидкости. В соответствии с уравнением (5) это означает

$$\frac{d\Phi_g}{dx} = U\Phi_g L(UH) \frac{dH}{dx}. \quad (14)$$

Общее решение этого уравнения имеет следующий вид:

$$\Phi_g = D \frac{sh[UH(x)]}{H(x)} \quad (15)$$

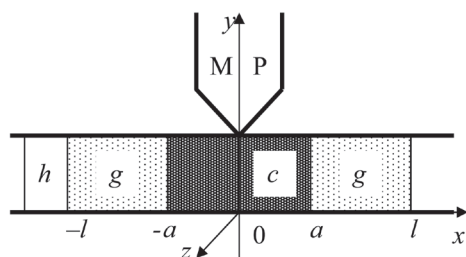


Рис. 1. Геометрия задачи: c – область конденсированной фазы, g – область газообразной фазы, МР – полюс магнитной системы
 Fig. 1. Geometry of the problem: c – region of condensed phase, g – region of gas phase, МР – pole of a magnet system

и дает распределение концентрации частиц в газовой фазе магнитной жидкости.

В силу симметрии задачи рассмотрим только правую часть $0 \leq x \leq l$ этого объема.

Постоянная D находится из условия (6), определяющего постоянство средней концентрации частиц Φ_0 в жидкости, которое в данном случае становится следующим:

$$\Phi_c s + \int_s^1 \Phi_g dx = \Phi_0 \text{ при } s > 0, \quad (16)$$

$$\int_0^1 \Phi_g dx = \Phi_0 \text{ при } s \leq 0.$$

Для магнитного поля можно принять модельную аппроксимацию $H = H(x)$, обеспечивающую его достаточно быстрое убывание по мере удаления от полюса. Как показали проведенные нами измерения напряженности магнитного поля в зазоре реального магнитожидкостного уплотнения, хорошей аппроксимацией его является выражение $H = 1/(1 + 3x^2)$, которое в дальнейшем будет использовано при расчетах. Соответствие между этой аппроксимацией и экспериментальными данными представлено на рис. 2.

В итоге нахождение распределения концентрации частиц с учетом фазового перехода и определение координаты границы раздела фаз сводится к решению следующих уравнений:

1) при $0 < x < s$: $\Phi = \Phi_c$;

2) при $s \leq x \leq 1$:

$$\Phi_g = D \frac{\text{sh}[UH(x)]}{H(x)}, \quad (17)$$

3) при $x = s$:

$$\ln \Phi_g + \Phi_g \frac{8 - 9\Phi_g + 3\Phi_g^2}{(1 - \Phi_g)^3} = \frac{A}{\Phi_m} \ln \frac{\Phi_c}{\Phi_m - \Phi_c} + \frac{A}{\Phi_m - \Phi_c} + C - 8 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_c, \quad (18)$$

$$\Phi_g \frac{1 + \Phi_g + \Phi_g^2 - \Phi_g^3}{(1 - \Phi_g)^3} = \Phi_c \frac{A}{\Phi_m - \Phi_c} - 4 \left(L^2(\xi)\lambda + \frac{1}{3}\lambda^2 \right) \Phi_c. \quad (19)$$

4)
$$\Phi_c s + D \int_s^1 \frac{\text{sh}(UH)}{H} = \Phi_0. \quad (20)$$

Прежде всего, рассмотрим простейшую ситуацию, когда фазовый переход обусловлен только таким механизмом, который имеет место в коллоидах обычных немагнитных частиц [16], то есть пренебрегаем магнитным взаимодействием частиц и положим $\lambda = 0$. Тогда уравнения (18) и (19) дают $\Phi_c(s) = 0,545$ и $\Phi_g(s) = 0,495$. Распределение концентрации частиц в газовой фазе определяется решением (13): $\Phi_g = D \frac{\text{sh}(UH)}{H}$, которое на границе раздела $x = s$ дает для Φ_g значение 0,495 и определяет величину неизвестной постоянной D :

$$D = 0,495 \frac{H(s)}{\text{sh}[UH(s)]}. \quad (21)$$

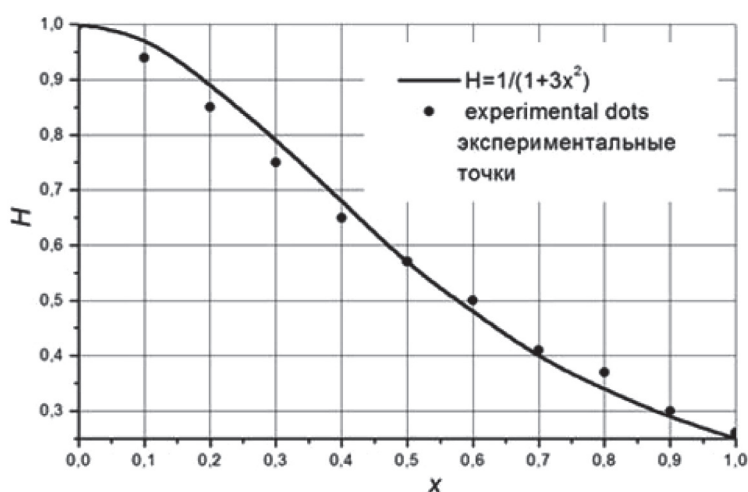


Рис. 2. Распределение напряженности магнитного поля в зазоре реального магнитожидкостного уплотнения. Сплошная линия – аппроксимация выражением $H = 1/(1 + 3x^2)$, точки – экспериментальные данные $H_* = 1,6 \cdot 10^6$ А/м, $l = 1$ мм

Fig. 2. Distribution of magnetic field intensity in a gap of real magnetic fluid seal. The solid line – approximation by expression $H = 1/(1 + 3x^2)$, dots – experimental data. $H_* = 1.6 \cdot 10^6$ A/m, $l = 1$ mm

Координата границы раздела фаз s определяется из условия постоянства средней концентрации частиц (20), которое с учетом (21) становится следующим:

$$0,545s + 0,495 \frac{H(s)}{sh[UH(s)]} \int_s^1 \frac{sh(UH)}{H} dx = \Phi_0 \quad (22)$$

и должно быть решено относительно s при заданной конфигурации магнитного поля и значениях остальных параметров U и Φ_0 .

В уравнении (22) сразу обращает на себя внимание тот факт, что при переходе подавляющего числа частиц в магнитной жидкости в концентрированную фазу, например при больших значениях напряженности магнитного поля (т. е. при больших значениях параметра U), первое слагаемое в левой части этого уравнения будет много больше второго и координата точки фазового перехода s будет определяться линейной зависимостью

$$s = \Phi_0 / 0,545. \quad (23)$$

Результаты. Результаты расчетов, выполненных по уравнениям (17)–(22), представлены на рис. 3–5.

На рис. 3 изображено типичное распределение концентрации Φ частиц в магнитной жидкости в зависимости от магнитного параметра U при начальной средней концентрации частиц $\Phi_0 = 0,1$. С ростом U концентрация частиц в области максимальной напряженности поля увеличивается до тех пор, пока не достигнет значения $\Phi = 0,495$ при U , равном примерно 10. Все большее количество частиц концентрируется в этой области, а вдали от нее концентрация частиц снижается. При дальнейшем увеличении напряженности магнитного поля (и, соответственно, параметра U) в точке его максимального значения в магнитной жидкости возникает фазовый переход и начинает формироваться область конденсированной фазы с высокой концентрацией частиц $\Phi = 0,545$, которая остается постоянной. В точке фазового перехода концентрация частиц в жидкости резко изменяется от значения 0,495 до 0,545 и кривые распределения концентрации претерпевают излом. Точка излома этих кривых, определяющая координату границы фазового перехода s , с ростом U смещается вправо, а область с конденсированной фазой частиц увеличивается, что демонстрируется поведением кривых 5–7 на графиках рис. 3.

Следует отметить, что учет дипольного взаимодействия частиц ($\lambda \neq 0$) в уравнениях (14), (15) делает разницу концентраций частиц в газообразном и конденсированном фазовых состояниях гораздо более значительной, чем 0,495 и 0,545 [12].

При больших значениях параметра U в области с максимальной напряженностью магнитного поля собирается практически все количество магнитных частиц, так что оставшаяся область становится практически без них, то есть немагнитной. В магнитожидкостных уплотнениях этот немагнитный объем жидкости перестает удерживаться и может вытекать наружу в виде

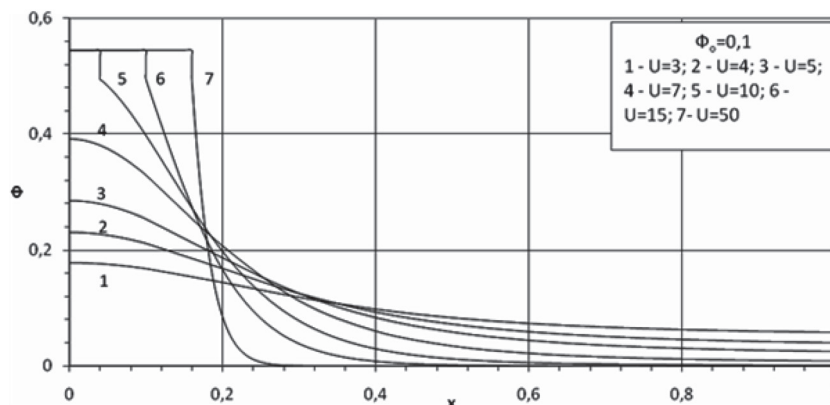


Рис. 3. Типичное распределение концентрации Φ частиц в магнитной жидкости в зависимости от магнитного параметра U

Fig. 3. Typical distribution of particle concentration Φ in magnetic fluid depending on magnetic parameter U

практически чистой жидкости-основы. На ранних стадиях исследования магнитожидкостных уплотнений это явление связывалось с ненадлежащим качеством магнитной жидкости. Как следует из приведенных результатов, это явление может иметь место и в идеальном коллоиде магнитных частиц, поскольку процессы диффузии и магнитофореза являются неотъемлемыми их атрибутами.

На рис. 4 отражена зависимость координаты точки фазового перехода s в магнитной жидкости от средней концентрации частиц Φ_0 .

Области слева от изображенных на рис. 4 кривых соответствуют состояниям, исключая фазовый переход в магнитной жидкости. Точки пересечения кривых с осью Φ_0 определяют то предельное (минимальное) значение средней концентрации частиц $\Phi_* = \Phi_0(s = 0)$, при котором в жидкости может иметь место фазовый переход при заданной величине магнитного параметра U .

Зависимость этого предельного значения средней концентрации частиц Φ_* от магнитного параметра U представлена на рис. 5.

Из рис. 4 также видно, что с ростом средней концентрации частиц при той же величине магнитного поля (параметра U) значения s растут, то есть область конденсированной фазы увеличивается в размерах. Это же имеет место и при увеличении напряженности магнитного поля (магнитного параметра U) для жидкости с постоянным значением средней концентрации Φ_0 . При больших значениях U кривые на рис. 4 все больше приближаются к прямой, описываемой формулой (23), $s = \Phi_0 / 0,545$, а все кривые имеют практически один и тот же угол наклона при больших s .

Заключение. Таким образом, принятое физико-математическое представление процессов диффузии и магнитофореза в магнитной жидкости, включающее в рассмотрение концентрационные фазовые переходы, показало свою адекватность при решении конкретной задачи массопереноса в локально неоднородном магнитном поле и позволило установить конкретные распределения концентрации частиц от описывающих задачу параметров, а также зависимости от них геометрических размеров областей с различными фазовыми состояниями частиц.

Список использованных источников

1. Rosensweig, R. E. *Ferrohydrodynamics* / R. E. Rosensweig. – N. Y.: Cambridge Univ. Press, 1985. – 344 p.
2. Блум, Э. Я. *Магнитные жидкости* / Э. Я. Блум, М. М. Майоров, А. О. Цеберс. – Рига: Зинатне, 1989. – 386 с.
3. Taketomi, S. Motion of ferrite particles under a high gradient magnetic field in a magnetic fluid seal / S. Taketomi // *Jap. J. Appl. Phys.* – 1980. – Vol. 19, N 10. – P. 1929–1936.
4. Behavior of magnetic liquids in an inhomogeneous magnetic field / I. Anton [et al.] // *Magneto hydrodynamics.* – 1985. – Vol. 21, N 3. – P. 213–218.

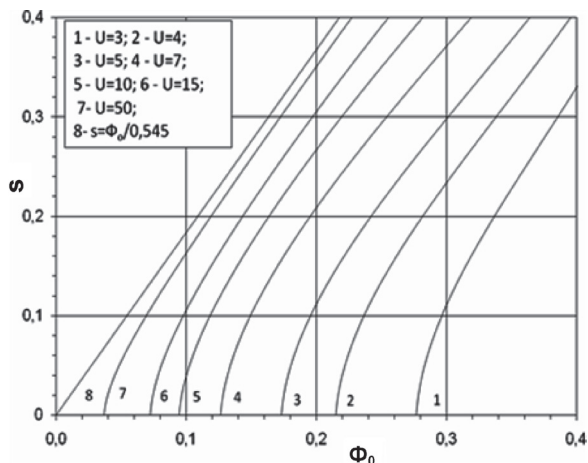


Рис. 4. Зависимость координаты точки фазового перехода s в магнитной жидкости от средней концентрации частиц Φ_0 при разных значениях магнитного параметра U

Fig. 4. Dependence of coordinate of phase transition point s in magnetic fluid on average particle concentration Φ_0 at different values of magnetic parameter U

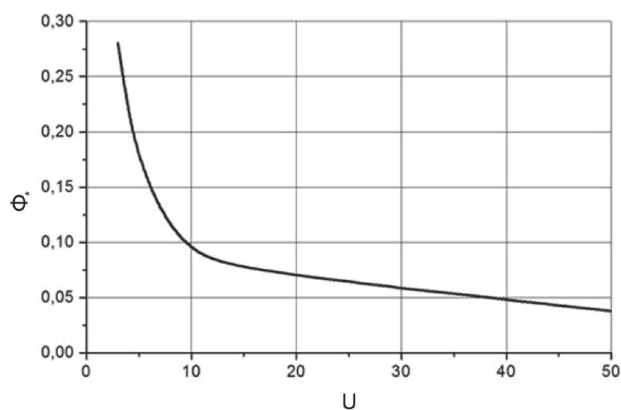


Рис. 5. Зависимость предельного значения средней концентрации частиц Φ_* от магнитного параметра U

Fig. 5. Dependence of limit value of average concentration of particles Φ_* on magnetic parameter U

5. Баштовой, В. Г. Влияние процессов диффузии на статику магнитных жидкостей / В. Г. Баштовой, В. К. Полевиков, А. М. Альгадал // Изв. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2006. – № 3. – С. 42–48.
6. The effect of magnetophoresis and Brownian diffusion on the levitation of bodies in a magnetic fluid / V. G. Bashtovoi [et al.] // *Magnetohydrodynamics*. – 2008. – Vol. 44, N 2. – P. 121–126.
7. Influence of Brownian Diffusion on the Statics of Magnetic Fluid / V. G. Bashtovoi [et al.] // *Magnetohydrodynamics*. – 2007. – Vol. 43, N 1. – P. 3–11.
8. Influence of Mass Transfer Processes on Couette Flow of Magnetic Fluid / V. G. Bashtovoi [et al.] // *J. of Nano- and Electronic Phys.* – 2013. – Vol. 5, N 4. – P. 04011–04013.
9. Zubarev, A. Y. Theory of structural transformations in ferrofluids: chains and gas–liquid phase transitions / A. Y. Zubarev, L. Y. Iskakova // *Phys. Rev.* – 2002. – Vol. 65, N 6. – P. 061406.
10. Zubarev, A. Y. Phase transitions in electro- and magnetorheological fluids / A. Y. Zubarev, L. Y. Iskakova // *Colloid J.* – 2003. – Vol. 65, iss. 2. – P. 159–165.
11. Iskakova, L. Y. On the theory of phase transitions in magnetorheological suspensions / L. Y. Iskakova, A. Y. Zubarev, A. P. Romanchuk // *Colloid J.* – 2005. – Vol. 67, iss. 5. – P. 564–572.
12. Behavior of nanoparticle clouds around a magnetized micro-sphere under magnetic and flow fields / C. Magnet [et al.] // *Phys. Rev. E*. – 2014. – Vol. 89, N 3. – Article number 032310.
13. Pshenichnikov, A. F. Magnetophoresis of particles and aggregates in concentrated magnetic fluids / A. F. Pshenichnikov, A. S. Ivanov // *Phys. Rev. E*. – 2012. – Vol. 86, N 5. – Article number 051401.
14. Pshenichnikov, A. F. Magnetophoresis, sedimentation, and diffusion of particles in concentrated magnetic fluids / A. F. Pshenichnikov, E. A. Elfimova, A. O. Ivanov // *J. Chem. Phys.* – 2011. – Vol. 134, iss. 18. – Article number 184508.
15. Pshenichnikov, A. F. Sedimentation of particles in concentrated magnetic fluids: Numerical simulation / A. F. Pshenichnikov, A. A. Kuznetsov // *Magnetohydrodynamics*. – 2015. – Vol. 51, iss. 3. – P. 551–560.
16. Russel, W. B. *Colloidal Dispersions* / W. B. Russel, D. A. Saville, W. R. Schowalter. – Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1989. – 525 p.

References

1. Rosensweig R. E. *Ferrohydrodynamics*. N. Y., Cambridge University Press, 1985. 344 p.
2. Blum E. Ya., Maiorov M. M., Tsebers A. O. *Magnetic fluids*. Riga, Zinatne Publ., 1989. 386 p. (in Russian).
3. Taketomi S. Motion of ferrite particles under a high gradient magnetic field in a magnetic fluid seal. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1980, vol. 19, no. 10, pp. 1929–1936. Doi: 10.1143/jjap.19.1929
4. Anton I., Vekash L., Potents I., Bika D. Behavior of magnetic liquids in an inhomogeneous magnetic field. *Magnetohydrodynamics*, 1985, vol. 21, no. 3, pp. 213–218.
5. Bashtovoi V. G., Polevnikov V. K., Algadal A. M. The effect of diffusion processes on the statics of magnetic fluids. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2006, no. 3, pp. 42–48 (in Russian).
6. Bashtovoi V. G., Polevnikov V. K., Suprun A. E., Stroots A. V., Beresnev S. A. The effect of magnetophoresis and Brownian diffusion on the levitation of bodies in a magnetic fluid. *Magnetohydrodynamics*, 2008, vol. 44, no. 2, pp. 121–126.
7. Bashtovoi V. G., Polevnikov V. K., Suprun A. E., Stroots A. V., Beresnev S. A. Influence of Brownian Diffusion on the Statics of Magnetic Fluid. *Magnetohydrodynamics*, 2007, vol. 43, no. 1, pp. 3–11.
8. Bashtovoi V. G., Pogirnikskaya S. G., Kuzhir P., Polunin V. M., Ryapolov P. A., Shabanova I. A., Storozhenko A. M. Influence of Mass Transfer Processes on Couette Flow of Magnetic Fluid. *Zhurnal nano- ta elektronnoy fiziki* [Journal of Nano- and Electronic Physics], 2013, vol. 5, no. 4, pp. 04011–04013.
9. Zubarev A. Y., Iskakova L. Y. Theory of structural transformations in ferrofluids: chains and gas–liquid phase transitions. *Physical Review*, 2002, vol. 65, no. 6, pp. 061406. Doi: 10.1103/physreve.65.061406
10. Zubarev A. Y., Iskakova L. Y. Phase Transitions in Electro- and Magnetorheological Fluids. *Colloid Journal*, 2003, vol. 65, iss. 2, pp. 159–165. Doi: 10.1023/A:1023360907327
11. Iskakova L. Y., Zubarev A. Y., Romanchuk A. P. On the theory of phase transitions in magnetorheological suspensions. *Colloid Journal*, 2005, vol. 67, iss. 5, pp. 564–572. Doi: 10.1007/s10595-005-0134-0
12. Magnet C., Kuzhir P., Bossis G., Meunier A., Nave S., Zubarev A., Lomenech C., Bashtovoi V. Behavior of nanoparticle clouds around a magnetized micro-sphere under magnetic and flow fields. *Physical Review E*, 2014, vol. 89, no. 3, 032310. Doi: 10.1103/physreve.89.032310
13. Pshenichnikov A. F., Ivanov A. S. Magnetophoresis of particles and aggregates in concentrated magnetic fluids. *Physical Review E*, 2012, vol. 86, no. 5, 051401. Doi: 10.1103/physreve.86.051401
14. Pshenichnikov A. F., Elfimova E. A., Ivanov A. O. Magnetophoresis, sedimentation, and diffusion of particles in concentrated magnetic fluids. *Journal of Chemical Physics*, 2011, vol. 134, iss. 18, 184508. Doi: 10.1063/1.3586806
15. Pshenichnikov A. F., Kuznetsov A. A. Sedimentation of particles in concentrated magnetic fluids: Numerical simulation. *Magnetohydrodynamics*, 2015, vol. 51, iss. 3, pp. 551–560.
16. Russell W. B., Saville D. A., Schowalter W. R. *Colloidal Dispersions*. Cambridge, Cambridge University Press, 1989. 525 p.

Информация об авторах

Баштовой Виктор Григорьевич – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой ЮНЕСКО «Энергосбережение и возобновляемые источники энергии», Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 22013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: bashv@rambler.ru

Кужир Павел Павлович – доктор наук, лектор, Университет Ниццы-Софии Антиполис (Park Valrose – 06108 Nice, cedex 2, France). E-mail: pavel.kuzhir@unice.fr

Зубарев Андрей Юрьевич – доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник, Уральский федеральный университет (ул. Мира, 19, 620002, Екатеринбург, Российская Федерация). E-mail: A.J.Zubarev@urfu.ru

Мороз Виктория Сергеевна – ассистент кафедры ЮНЕСКО «Энергосбережение и возобновляемые источники энергии», Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 22013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: v_moroz_17@mail.ru

Для цитирования

Диффузия и магнитофорез в нанодисперсных магнитных жидкостях с фазовым переходом / В. Г. Баштовой [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 78–87.

Information about the authors

Bashtovoi Viktor Grigorievich – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the UNESCO Chair “Energy conservation and renewable energies”, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: bashv@rambler.ru

Kuzhir Pavel Pavlovich – Ph. d., Lector, University of Nice-Sophia Antipolis (Park Valrose – 06108 Nice, cedex 2, France). E-mail: pavel.kuzhir@unice.fr

Zubarev Andrei Yurievich – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Principal Researcher, Ural Federal University (19, Mira Str., 620002, Ekaterinburg, Russian Federation). E-mail: A.J.Zubarev@urfu.ru

Moroz Victoria Sergeevna – Assistant of the UNESCO Chair “Energy conservation and renewable energies”, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: v_moroz_17@mail.ru

For citation

Bashtovoi V. G., Kuzhir P. P., Zubarev A. Yu., Moroz V. S. Diffusion and magnetophoresis in nanodispersed magnetic fluids with phase transition. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 78–87 (in Russian).

ЭНЕРГЕТИКА, ТЕПЛО- И МАССООБМЕН
POWER ENGINEERING, HEAT AND MASS TRANSFER

УДК 621.039

Поступила в редакцию 03.11.2016

Received 03.11.2016

В. Т. Казазян, Л. Г. Лукашевич, А. П. Малыхин, И. А. Рымарчик

*Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны
Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

**О РОЛИ ОТЕЧЕСТВЕННОЙ НАУКИ В РАЗВИТИИ
АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ В РЕСПУБЛИКЕ БЕЛАРУСЬ**

В статье дается краткий обзор научной деятельности в области атомной энергетики в советский и постсоветский периоды развития Республики Беларусь.

Приводятся сведения о производстве и потреблении электроэнергии, которые свидетельствуют о целесообразности развития атомной энергетики в Республике Беларусь. Описываются этапы развития работ в этой области. Первый этап включает обоснование необходимости строительства АЭС, ее мощности, определение места размещения, выбор площадки АЭС, разработку нормативной правовой и нормативной технической базы и проекта стратегии обращения с радиоактивными отходами и отработавшим ядерным топливом в Республике Беларусь. Указанные задачи решались в 2006–2010 гг. в рамках Государственной научно-технической программы «Ядерно-физические технологии для народного хозяйства Беларуси».

На втором этапе с целью разработки и внедрения научно-технических предложений об оптимизации технологических процессов, повышающих ядерную, радиационную и экологическую безопасность, физическую защиту, а также эффективность объектов использования атомной энергии, была утверждена Государственная программа «Научное сопровождение развития атомной энергетики в Республике Беларусь на 2009–2010 годы и на период до 2020 года».

Поскольку результаты выполнения заданий этой программы за 2009–2012 гг. были опубликованы ранее, в статье приводятся результаты исследований за 2013–2015 гг.

Ключевые слова: атомная энергетика, нормативная правовая база, нормативная техническая база, радиоактивные отходы, отработавшее ядерное топливо, ядерная и радиационная безопасность

V. T. Kazazyan, L. G. Lukashevich, A. P. Malykhin, I. A. Rymarchyk

Joint Institute for Power and Nuclear Research – Sosny of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

**ON THE ROLE OF NATIVE SCIENCE IN THE DEVELOPMENT OF NUCLEAR ENERGY
IN THE REPUBLIC OF BELARUS**

The history of the development of nuclear science researches in the nuclear center of the Republic of Belarus is described. There were two State programs in Belarus devoted to the problems of the nuclear power. One of them was finished in 2010.

Within the program, there have been resolved such tasks as: necessity of the nuclear power engineering, selection of the site for the nuclear power plant, developments of the legislation and regulations to ensure nuclear and radiation safety, as well as project of the strategy for radioactive waste management and spent fuel management.

At the second stage for fulfilling the tasks of development and implementation of scientific and technical suggestions, the State program «Scientific support of nuclear power development in the Republic of Belarus for 2009–2010 and for the period till 2020» is carried out.

The results of researches within the second program for 2013–2015 years are presented.

Keywords: nuclear power, legislation, regulation, radioactive waste, spent fuel, nuclear and radiation safety

Исторически так сложилось, что первоначально в 1992–1995 гг. в БССР атомная научно-техническая деятельность развивалась в стенах Академии наук БССР. Причиной этому явилось то, что по инициативе И. В. Курчатова научный ядерный центр был создан на базе исследовательского атомного реактора ИРТ-2000 Академии наук БССР [1]. Подготовка кадров для новых научных

направлений, связанных с использованием атомной энергии, велась в Белорусском государственном университете.

С приездом на работу в Минск А. К. Красина в Институте ядерной энергетики АН БССР была создана мощная научно-техническая база атомной энергетики, позволяющая проводить не только научные исследования по различным направлениям (нейтронная и ядерная физика, теплофизика, материаловедение, радио- и радиационная химия, автоматические системы управления), но и выполнять опытно-конструкторские работы, создавать и испытывать образцы новой атомной техники. В институте размещался практически весь кадровый потенциал научных сотрудников, инженерно-технических работников и рабочих, способных решать проблемы ядерной энергетики. Была создана первая в мире передвижная атомная станция на диссоциирующем теплоносителе электрической мощностью 630 кВт (ПАЭС «Памир-630Д»), разработан технический проект опытно-промышленной АЭС с реактором на быстрых нейтронах электрической мощностью 300 МВт (БРИГ-300) [2], началось строительство Минской АТЭЦ. В 1983 г. Рижское отделение института «Атомтеплоэнергопроект» разработало обосновывающие материалы по строительству Белорусской АЭС мощностью 4000–6000 МВт в зависимости от места размещения площадки на территории республики. В это же время учеными и специалистами научных организаций ряда министерств и ведомств достигнуты определенные результаты и в других областях ядерных и радиационных технологий.

Сначала чернобыльская трагедия, затем распад Советского Союза нанесли мощный удар по развитию атомной энергетики. Был снят с эксплуатации реактор ИРТ-2000, прекращены работы по испытанию ПАЭС «Памир-630Д» и созданию ОП АЭС «БРИГ-300», остановлено строительство АТЭЦ и прекращены дальнейшие работы по строительству Белорусской АЭС. Республике Беларусь пришлось начинать практически все сначала.

Став независимым государством, Беларусь столкнулась с первоочередной проблемой – обеспечением энергоресурсами отраслей экономики и социальной сферы. Особенно остро эта проблема встала в электроэнергетике. Установленная мощность белорусских электростанций могла обеспечивать не более 80 % потребностей в электроэнергии, которая в 1995 г. составляла около 30 млрд кВт·ч [3]. В связи с этим Министерством энергетики Республики Беларусь, Госэкономпланом и Академией наук Беларуси под руководством министра энергетики В. В. Герасимова была разработана «Программа развития энергетики и энергосбережения Республики Беларусь на период до 2010 года», утвержденная постановлением Совета Министров Республики Беларусь от 29 октября 1992 г. № 654. В этой программе впервые рассматривалась возможность сооружения атомной электростанции мощностью 1000 МВт. С этой целью в 1992–1993 гг. в Институте проблем энергетики НАН Беларуси по архивным данным изучены природно-географические условия возможных пунктов (площадью 600–900 км² каждый) для предполагаемого размещения АЭС, включая наличие водных источников для охлаждения конденсаторов турбин и др. В результате несколько пунктов рекомендовались для дальнейших изысканий по выбору конкретной площадки площадью несколько квадратных километров [4].

Следующим шагом в области энергопланирования стала разработка в 1993–1994 гг. проекта Государственной программы развития в республике атомной энергетики специалистами АН Беларуси и Минэнерго. По результатам рассмотрения этого проекта программы Президиум Совета Министров Республики Беларусь решением от 5 апреля 1994 г. головной организацией по изучению целесообразности и возможности размещения АЭС в Беларуси определил РУП «Белнипи-энергопром» Министерства энергетики Республики Беларусь.

Институту проблем энергетики Академии наук Беларуси поручалось продолжить создание нормативно-правовой базы использования атомной энергетики, изучение возможностей размещения на территории республики атомных электростанций и захоронения радиоактивных отходов, выбор проекта АЭС, отработку аспектов международных отношений, связанных с созданием атомной энергетики, работу по формированию общественного мнения в поддержку использования атомной энергии в мирных целях.

К выполнению этих работ были привлечены проектные и научные коллективы 17 академических и отраслевых институтов, ряд республиканских органов государственного управления и иных государственных организаций, подчиненных Правительству Республики Беларусь.

Рассмотрение различных вариантов развития энергосистемы на период до 2020 г. показало, что ядерную энергетику в республике развивать экономически целесообразно. Согласно [5], по себестоимости произведенной электроэнергии оптимальным вариантом является ввод в энергосистему атомной электростанции мощностью примерно 2 млн кВт. При этом к 2020 г. доля АЭС в производстве электроэнергии составит около 27 %, себестоимость электроэнергии по сравнению с газовым вариантом снизится примерно на 30 % и составит 8,1 цента США за киловатт-час (11,9 цента США за киловатт-час для газового варианта), затраты на закупку топлива уменьшатся примерно на 2,77 млрд долл. США в год (в ценах 2008 г. на ядерное топливо и природный газ) [6].

Было показано, что ввод одного энергоблока мощностью 1 млн кВт даст возможность заместить 2,325 млрд м³ природного газа в год. Вывод на полную мощность всей АЭС позволит замещать 4,65 млрд м³ природного газа в год.

Учитывая сложившуюся нормативную правовую базу, одинаковое технологическое развитие, высокий уровень безопасности и надежности, а также экономичность российских проектов АЭС, более перспективными для возможного размещения на территории Республики Беларусь были признаны проекты АЭС нового поколения повышенной безопасности с водо-водяными реакторами, разработанные проектными организациями России [7].

В период 1997–2005 гг. работы по развитию атомной энергетики велись по отдельным заданиям государственных научно-технических программ, результаты которых представлены в [8, 9].

Эта деятельность получила новый импульс после принятия Концепции энергетической безопасности Республики Беларусь, утвержденной Указом Президента Республики Беларусь от 17 сентября 2007 г. № 433.

Важнейшим шагом по развитию в Беларуси атомной энергетики стал Указ Президента Республики Беларусь от 12 ноября 2007 г. № 565 «О некоторых мерах по строительству атомной электростанции», в соответствии с которым была создана дирекция строительства атомной электростанции, определен генеральный проектировщик, назначена организация, выполняющая научное сопровождение работ по строительству АЭС, создан Департамент по ядерной и радиационной безопасности Министерства по чрезвычайным ситуациям.

Использование атомной энергии является комплексной задачей, включающей как безопасную эксплуатацию АЭС, так и решение проблем, связанных с радиоактивными отходами, отработавшим ядерным топливом и применением ядерной энергии в народном хозяйстве республики.

В соответствии с мировым опытом все названные научно-технические проблемы решаются в рамках научного сопровождения развития атомной энергетики – деятельности, направленной на разработку и внедрение научно-технических предложений об оптимизации технологических процессов, повышающих ядерную, радиационную и экологическую безопасность, физическую защиту, а также эффективность объектов атомной энергетики.

Для решения этих задач в Республике Беларусь были созданы две программы: Государственная научно-техническая программа «Ядерно-физические технологии для народного хозяйства Беларуси» и Государственная программа «Научное сопровождение развития атомной энергетики в Республике Беларусь на 2009–2010 годы и на период до 2020 года».

Первая программа выполнялась в 2006–2010 гг. и в основном была посвящена подготовительному периоду, в котором решались следующие задачи:

определение приоритетной площадки для размещения АЭС;

выбор проекта АЭС;

разработка первоочередных технических нормативных правовых актов в области ядерной и радиационной безопасности;

разработка проектов стратегии обращения с радиоактивными отходами и отработавшим ядерным топливом в Республике Беларусь.

Цель второй программы – разработка и внедрение научно-технических предложений об оптимизации технологических процессов, повышающих ядерную, радиационную и экологическую безопасность, физическую защиту, а также эффективность объектов использования атомной энергии.

Государственная программа «Научное сопровождение развития атомной энергетики в Республике Беларусь на 2009–2010 годы и на период до 2020 года» содержала 13 мероприятий, которые были направлены на решение следующих задач:

- разработку технических нормативных правовых актов по безопасному развитию атомной энергетики в Республике Беларусь;

- разработку систем и методов контроля качества оборудования объектов атомной энергетики, проведение научной экспертизы предложений, связанных со строительством АЭС и иных объектов использования атомной энергии;

- проведение анализа и моделирования процессов в оборудовании АЭС и иных ядерных установках на всех стадиях жизненного цикла;

- адаптацию и усовершенствование технологии обращения с радиоактивными отходами и отработавшим ядерным топливом;

- оценку воздействия АЭС на окружающую среду и окружающей среды на АЭС на всех стадиях жизненного цикла;

- проведение работ по усовершенствованию физической защиты объектов использования атомной энергии;

- проведение работ по повышению качества подготовки специалистов и научных работников высшей квалификации в области атомной энергетики и ядерных технологий;

- организацию эффективного международного сотрудничества по обеспечению атомной энергетики;

- осуществление информационно-аналитического обеспечения развития атомной энергетики в Республике Беларусь: тщательная и постоянная информационно-просветительская и образовательная работа с различными группами специалистов и населения с учетом уровня их подготовки и формирование адекватного отношения граждан к атомной энергетике, а также информационно-аналитическое сопровождение деятельности органов управления различного уровня, ответственных за принятие решений по проблемам и тенденциям развития ядерной энергетики в Беларуси;

- выполнение работ по перспективному развитию атомной энергетики.

Предусматривалось проведение модернизации материально-технической базы организаций, обеспечивающих научное сопровождение развития атомной энергетики в Республике Беларусь.

Подробный анализ полученных результатов приводится в согласованной с Министерством финансов Республики Беларусь и Министерством экономики Республики Беларусь аналитической информации о результатах выполнения, ежегодно направляемой в Совет Министров Республики Беларусь. Результаты научных исследований в период с 2009 по 2012 г. подробно изложены в [10]. Из-за невозможности привести все результаты исследований за 2013–2015 гг. остановимся на важнейших из них.

Практическое отсутствие в Республике Беларусь нормативной базы по безопасному развитию атомной энергетики обусловило выполнение мероприятий по разработке технических нормативных правовых актов (далее – ТНПА) в этой сфере. Только за период 2011–2015 гг. разработаны и доработаны по замечаниям согласующих организаций 64 проекта ТНПА, 19 из которых утверждены и внесены в Национальный реестр правовых актов Республики Беларусь. Начиная с 2016 г. с целью гармонизации нормативной технической базы Беларуси и России предстоит большая работа по переработке ТНПА в нормы и правила.

Выполнено сравнение четырех вариантов обращения с отработавшим ядерным топливом (далее – ОЯТ) Белорусской АЭС и высокоактивными отходами его переработки в России: промежуточное хранение ОЯТ на территории Беларуси и захоронение в России высокоактивных отходов после переработки ОЯТ; промежуточное хранение ОЯТ в России и захоронение в России высокоактивных отходов его переработки; промежуточное хранение ОЯТ в Беларуси и захоронение в Беларуси возвращенных высокоактивных отходов его переработки; промежуточное хранение ОЯТ на территории России и захоронение в Беларуси возвращенных высокоактивных отходов его переработки. Оптимальным вариантом, рекомендуемым для дальнейших предпроектных исследований, признано промежуточное хранение ОЯТ и высокоактивных отходов его пере-

работки на территории России с последующим захоронением в геологическом хранилище «Енисейский». Интегральные затраты на полный цикл обращения с отработавшим топливом двух реакторов Белорусской АЭС за 50 лет их эксплуатации и высокоактивными отходами его переработки составят более 6413,0 млн долл. США (без дисконтирования затрат).

Для решения задачи повышения экономической эффективности эксплуатации АЭС за счет увеличения проектной глубины выгорания топлива по кампании реактора разработаны методика и программный модуль поиска оптимальных схем перегрузки топлива в реакторе ВВЭР-1200 методом «муравьиной колонии». По разработанной методике получены оптимизированные схемы перегрузки для 12-месячного топливного цикла, позволяющие на двое суток увеличить его продолжительность по сравнению с проектной, а также для 18-месячного топливного цикла. Применение оптимизированных схем перегрузки дает ежегодно на каждом энергоблоке экономический эффект 630–840 тыс. долл. США для 12-месячного топливного цикла. Для 18-месячного топливного цикла экономический эффект составит ~8 млн долл. США в год не только за счет применения оптимизированных схем перегрузки, но и за счет увеличения объема реализуемой потребителю электроэнергии.

С целью определения направлений совершенствования системы обращения с радиоактивными отходами (далее – РАО) и реализации мероприятий, обеспечивающих минимизацию образования РАО и их безопасную изоляцию от окружающей среды, разработана и утверждена постановлением Совета Министров Республики Беларусь от 2 июня 2015 г. № 460 «Стратегия обращения с радиоактивными отходами Белорусской атомной электростанции». В документе впервые сформулированы положения по формированию замкнутого технологического цикла обращения с РАО, которые являются основой практической деятельности, обеспечивающей безопасное и экономически эффективное обращение с РАО атомной станции. Определены способы и пути решения задач совершенствования системы обращения с РАО на Белорусской АЭС, минимизации количества образующихся различных типов и категорий РАО, их окончательной безопасной изоляции от окружающей среды. Реализация стратегии позволит достичь уменьшения для будущих поколений финансовой нагрузки, связанной с необходимостью поддержания безопасности объектов обращения с РАО. Стратегия разработана на основе принципов обращения с РАО, рекомендованных МАГАТЭ и другими международными организациями. Основные положения стратегии базируются на передовом опыте зарубежных стран, развивающих атомную энергетику.

Для комплексной дезактивации оборудования и помещений АЭС разработаны рецептуры 7 дезактивирующих растворов для очистки поверхностей нержавеющей и углеродистых сталей и пластика. Растворы для сталей содержат минеральные и органические кислоты, а для пластика – технические и синтетические моющие средства. Определены оптимальные параметры и стадии ультразвуковой интенсификации процесса дезактивации в зависимости от свойств дезактивирующих растворов и особенностей загрязнения поверхностей оборудования. Установлено, что при наложении ультразвукового поля наблюдается существенное, в 3–60 раз, сокращение длительности процесса дезактивации и уменьшение в 5–10 раз концентрации дезактивирующего раствора. Разработан технологический регламент на использование дезактивирующих рецептур для ультразвуковой дезактивации съемного оборудования, который определяет последовательность проведения работ, способы расчета и приготовления дезактивирующих растворов, а также содержит описание типовых процессов ультразвуковой дезактивации и утилизации образующихся жидких РАО. Технологический регламент может быть использован также в промышленности для ультразвуковой очистки деталей от коррозионных и нагаромазляных загрязнений. Разработаны рекомендации по использованию рецептур для «сухой» дезактивации отделочных материалов и покрытий, используемых в помещениях АЭС, и по модифицированию системы дезактивации съемного оборудования АЭС путем введения стадии ультразвуковой интенсификации процесса.

Создан программный комплекс для хранения и обработки данных радиоактивного загрязнения речных систем при различных аварийных ситуациях. Оценены радиоактивное загрязне-

ние речных систем и перенос радионуклидов водным путем на трансграничных гидростворках в зоне влияния АЭС. Показано, что при проектной аварии с максимальным выходом продуктов деления в окружающую среду величина радиоактивного загрязнения цезием-137 в реках Виляя, Гозовка, Ошмянка, Лоша ниже предела обнаружения современными гамма-спектрометрическими приборами и нет необходимости в проведении защитных мероприятий. В случае тяжелой запроектной аварии с предельным выбросом активности спустя 24 ч соблюдается условие для обеспечения радиационной безопасности согласно Санитарным правилам и нормам 2.1.2.12-33-2005 «Гигиенические требования к охране поверхностных вод от загрязнения».

Для обеспечения ядерной и радиационной безопасности при проектных и запроектных авариях на комплексе хранения и обращения со свежим (необлученным) ядерным топливом Белорусской АЭС рассмотрены наихудшие сценарии возникновения надкритических состояний для исходных событий запроектных аварий, связанных с разрушением необлученных тепловыделяющих сборок (далее – ТВС) реактора ВВЭР-1200, выпадением элементов ТВС в водную среду и изменением шага решетки размещения твэлов в ТВС, приводящие к увеличению эффективного коэффициента размножения нейтронов $K_{эфф}$. Расчетные исследования критичности размножающих систем выполнены для всех типов штатных кассет реактора ВВЭР-1200, включая кассеты без выгорающего и с выгорающим поглотителями. Установлено, что при нарушении целостности шести типов штатных кассет – ТВС реактора ВВЭР-1200 и выпадении элементов ТВС в водную среду обнаруживаются состояния систем обращения с ТВС, приводящие к нарушению рекомендаций МАГАТЭ о безопасности радиационных рисков и другим возможным последствиям утраты контроля над ядерной цепной реакцией деления. Для обеспечения ядерной безопасности систем хранения и обращения со свежими ТВС реактора ВВЭР-1200 предложено применить принцип внутренней самозащищенности ТВС, реализация которого описана в заявке на патент Евразийского патентного ведомства (ЕАПВ). Принцип внутренней самозащищенности предложено реализовать за счет нанесения специального нейтронопоглощающего покрытия на поверхность тепловыделяющих элементов топливных кассет ядерного реактора.

С целью подготовки научно-технической информации и результатов научных исследований для органов государственного управления разработана электронная информационно-аналитическая система «Внешний аварийный план». Создано информационное обеспечение, состоящее из трех информационных баз, содержание которых ориентировано на запросы органов управления, касающиеся защиты населения при радиационных авариях на объектах использования атомной энергии. Реализация системы «Внешний аварийный план» обеспечит информационную поддержку органов государственного управления в процессе разработки внешнего аварийного плана для объектов использования атомной энергии.

Одно из мероприятий государственной программы посвящено пропаганде знаний о тенденциях развития мирового ядерного процесса, накопленном мировом научном и практическом опыте в сфере производства и использования атомной энергии, а также о ходе строительства Белорусской АЭС. Налажена публикация информационно-аналитических обзоров, материалов для докладов при проведении единого дня информирования, информационных бюллетеней серии «Атомная энергетика», статей в республиканских периодических изданиях. Организован регулярный выпуск телевизионных передач: «Тайны рождения энергии» (8 передач), «Развитие ядерной энергетике в Республике Беларусь» (11 передач).

Регулярно проводятся социологические опросы общественного мнения. Результаты проведенного в 2015 г. социологического опроса показали, что число сторонников развития атомной энергетике в республике возросло от 28,3 до 47,8 %, а число противников уменьшилось с 46,7 до 19,4 % соответственно по сравнению с 2005 г.

В настоящее время в соответствии с постановлением Совета Министров Республики Беларусь от 21 апреля 2016 г. № 327 научное сопровождение осуществляется в рамках подпрограммы 6 «Научное сопровождение развития атомной энергетике в Республике Беларусь» (далее – подпрограмма 6) Государственной программы «Научные технологии и техника» на 2016–2020 годы. По подпрограмме 6 выполняется 29 заданий, включенных в 9 мероприятий, исполнителями которых являются научные организации шести министерств и ведомств.

Роль научных организаций в развитии атомной энергетики не ограничивается только участием в выполнении научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ. Единственной в Республике Беларусь организацией, имеющей лицензию на право проведения экспертизы документов, обосновывающих обеспечение ядерной и радиационной безопасности при осуществлении деятельности в области использования атомной энергии, является Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны НАН Беларуси. В 2012–2016 гг. его специалисты проводили экспертизу документов, обосновывающих безопасность энергоблоков № 1 и 2 Белорусской АЭС. На основании проведенных экспертиз Министерство по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь выдало государственному предприятию «Белорусская АЭС» лицензии на право размещения и сооружения ядерных установок.

Список использованных источников

1. Петросьянц, А. М. Ядерная энергетика / А. М. Петросьянц. – М.: Наука, 1981. – 272 с.
2. Исследования в области физики ядерных реакторов и ионизирующих излучений в Объединенном институте энергетических и ядерных исследований – Сосны НАН Беларуси / А. И. Ярошевич [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2014. – № 3. – С. 76–84.
3. Михалевиц, А. А. Исследования в области стратегии развития энергетики в НАН Беларуси / А. А. Михалевиц // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2014. – № 1. – С. 75–81.
4. Обоснование выбора приоритетной площадки для возможного размещения АЭС на территории Республики Беларусь / Н. М. Груша [и др.] // Наука – энергетике. 1999–2000 : сб. науч. тр. / Ин-т тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова Нац. акад. наук Беларусі. – Минск, 2001. – С. 182–189.
5. Об утверждении Государственной программы «Научное сопровождение развития атомной энергетики в Республике Беларусь на 2009–2010 годы и на период до 2020 года» [Электронный ресурс]: постановление Совета Министров Республики Беларусь от 28.08.2009. № 1116 // КонсультантПлюс. – Режим доступа : <http://research.bsu.by/wp-content/uploads/2013/10/postanovlenie-sm-1116-28/08/2009-red-2012.pdf>. – Дата доступа: 15.04.2017.
6. Якушев, А. П. Оптимизация ввода ядерной энергетики в топливо-энергетический комплекс Беларуси / А. П. Якушев, Б. И. Попов // Энергетика и ТЭК. – 2009. – № 9 (78). – С. 14–22.
7. Обоснование выбора проекта атомной электростанции для Республики Беларусь / А. А. Михалевиц [и др.] // Наука – энергетике. 1999–2000 : сб. науч. тр. / Ин-т тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова Нац. акад. наук Беларусі. – Минск, 2001. – С. 167–176.
8. Наука – энергетике : сб. науч. тр. / Ин-т тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова Нац. акад. наук Беларусі. – Минск, 1999. – 214 с.
9. Наука – энергетике. 1999–2000 : сб. науч. тр. / Ин-т тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова Нац. акад. наук Беларусі. – Минск, 2001. – 216 с.
10. Кувшинов, В. И. О ходе выполнения Государственной программы «Научное сопровождение развития атомной энергетики в Республике Беларусь на 2009–2010 годы и на период до 2020 года» / В. И. Кувшинов // Ядерные технологии XXI века : докл. III Междунар. конф., Минск, 23–26 окт. 2012 г. – Минск, 2012. – С. 117–121.

References

1. Petrosyants A. M. *Nuclear power engineering*. Moscow, Nauka Publ., 1981. 272 p. (in Russian).
2. Yaroshevich O. I., Zhuk I. V., Kazazyan V. T., Rubin I. E., Salnikov L. I., Sikorin S. N. Investigations in the fields of nuclear reactors physics and ionizing radiations in JINPR – Sosny of the NAS Belarus. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2008, no. 3, pp. 76–84 (in Russian).
3. Mikhalevich A. A. Research in the field of strategy of power engineering development in the National Academy of Sciences of Belarus. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2014, no. 1, pp. 75–81 (in Russian).
4. Grusha N. M., Emelyanov V. Yu., Kazazyan V. T., Malykhin A. P., Mikhalevich A. A., Tverkovkin B. E., Yakushev A. P., Yaroshevich O. I., Borovikova A. M., Matykova O. G., Skurat V. V., Tolstoy S. A., Brazovskiy V. P., Kulebyakin L. Yu., Strelkov A. I. The rationale for the selection of priority sites for possible deployment of nuclear power plants on the territory of the Republic of Belarus. *Nauka – energetike. 1999–2000: sbornik nauchnykh trudov* [Science to power engineering. 1999–2000: collection of scientific papers]. Minsk, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 2001, pp. 182–189 (in Russian).
5. On approval of the State program “Scientific support of nuclear power development in the Republic of Belarus for 2009–2010 and until 2020”: the ordinance of Council of Ministers of the Republic of Belarus from 28.08.2009 № 1116. *Consultant Plus*. Available at: <http://research.bsu.by/wp-content/uploads/2013/10/postanovlenie-sm-1116-28.08.2009-red-2012.pdf> (accessed 15 april 2017) (in Russian).
6. Yakushev A. P., Popov B. I. Optimization of the introduction of nuclear power in the fuel and energy complex of Belarus. *Energetika i TEK* [Power engineering and FEC], 2009, no. 9 (78), pp. 14–22 (in Russian).

7. Mikhalevich A. A., Grusha N. M., Malykhin A. P., Yakushev A. P., Kazazyan V. T., Bryleva V. A., Nareyko L. M., Rymarchik I. A. The rationale for the selection of the nuclear power project for the Republic of Belarus. *Nauka – energetike. 1999–2000: sbornik nauchnykh trudov* [Science to power engineering. 1999–2000: collection of scientific papers]. Minsk, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 2001, pp. 167–176 (in Russian).

8. *Nauka – energetike: sbornik nauchnykh trudov* [Science to power engineering: collection of scientific papers]. Minsk, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 1999. 214 p. (in Russian).

9. *Nauka – energetike 1999–2000: sbornik nauchnykh trudov* [Science to power engineering. 1999–2000: collection of scientific papers]. Minsk, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 2001. 216 p. (in Russian).

10. Kuvshinov V. I. On the implementation of the State program “Scientific support of nuclear power development in the Republic of Belarus for 2009–2010 and until 2020”. *Yadernyye tekhnologii XXI veka: doklady III Mezhdunarodnoy konferentsii, Minsk, 23–26 oktyabrya 2012 g.* [Nuclear technologies of the XXI century: Reports of the III International conference, Minsk, October 23rd – 26th, 2012]. Minsk, 2012, pp. 117–121 (in Russian).

Информация об авторах

Казазян Ваган Тереникович – кандидат технических наук, доцент, заведующий лабораторией, Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны Национальной академии наук Беларуси (а/я 119, 220109, Минск, Республика Беларусь). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Лукашевич Лариса Георгиевна – старший научный сотрудник, Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны Национальной академии наук Беларуси (а/я 119, 220109, Минск, Республика Беларусь). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Малыхин Алий Петрович – кандидат технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник, Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны Национальной академии наук Беларуси (а/я 119, 220109, Минск, Республика Беларусь). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Рымарчик Ирина Анатольевна – старший научный сотрудник, Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны Национальной академии наук Беларуси (а/я 119, 220109, Минск, Республика Беларусь). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Для цитирования

О роли отечественной науки в развитии атомной энергетики в Республике Беларусь / В. Т. Казазян [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2017. – № 2. – С. 88–95.

Information about the authors

Kazazyan Vagan Terenikovich – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Head of Laboratory, Joint Institute for Power and Nuclear Research – Sosny of the National Academy of Sciences of Belarus (p/o box 119, 220109, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Lukashevich Larisa Georgievna – Senior Researcher, Joint Institute for Power and Nuclear Research – Sosny of the National Academy of Sciences of Belarus (p/o box 119, 220109, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Malykhin Aliy Petrovich – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Leading Researcher, Joint Institute for Power and Nuclear Research – Sosny of the National Academy of Sciences of Belarus (p/o box 119, 220109, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

Rymarchyk Irina Anatolievna – Senior Researcher, Joint Institute for Power and Nuclear Research – Sosny of the National Academy of Sciences of Belarus (p/o box 119, 220109, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: jinpr@sosny.bas-net.by

For citation

Kazazyan V. T., Lukashevich L. G., Malykhin A. P., Rymarchyk I. A. On the role of native science in the development of nuclear energy in the Republic of Belarus. *Vesti Natsyyanal'noi akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical series], 2017, no. 2, pp. 88–95 (in Russian).

Д. И. Комар¹, Р. В. Лукашевич¹, В. Д. Гузов¹, С. А. Кутень²

¹Научно-производственное унитарное предприятие «АТОМТЕХ», Минск, Беларусь

²Институт ядерных проблем Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь

ИСТОЧНИК ЗАХВАТНОГО ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ С ЭНЕРГИЯМИ ДО 7 МэВ И ДО 10 МэВ НА ОСНОВЕ ПОВЕРОЧНОЙ УСТАНОВКИ НЕЙТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Широкое распространение и использование техногенных источников ионизирующих излучений, в частности таких, как ускорители заряженных частиц и ядерные реакторы, приводит к появлению ряда прикладных задач по метрологическому обеспечению спектрометрической и дозиметрической аппаратуры, работающей в полях фотонного излучения с энергией до 10 МэВ.

Контейнер-коллиматор с геометрией тепловых нейтронов установки поверочной нейтронного излучения (УПН-АТ140, УП «АТОМТЕХ») формирует коллимированный пучок нейтронов со значительной составляющей нейтронов тепловых энергий. Расположение в потоке тепловых нейтронов диска из титана позволяет получить поле захватного гамма-излучения до 7 МэВ, а диска из никеля – до 10 МэВ.

Для экспериментального изучения спектральных характеристик поля захватного излучения использовался специализированный спектрометрический блок детектирования на основе кристалла $\text{LaBr}_3(\text{Ce})$ с размерами $\varnothing 38 \times 38$ мм с нелинейной характеристикой преобразования канал-энергия в диапазоне до 10 МэВ. На спектрах хорошо различимы основные линии захватного излучения от водорода, бора, титана и никеля.

По полученным на блоке детектирования спектрам можно сделать вывод о возможности калибровки спектрометрических блоков в поле захватного гамма-излучения до 10 МэВ.

Ключевые слова: захватное гамма-излучение, радионуклидный источник нейтронов, геометрия тепловых нейтронов, мишень из титана, мишень из никеля, спектрометрический блок детектирования

D. I. Komar¹, R. V. Lukashevich¹, V. D. Guzov¹, S. A. Kutsen²

¹SPE «ATOMTEX», Minsk, Belarus

²Research Institute for Nuclear Problems of Belarusian State University, Minsk, Belarus

A SOURCE OF NEUTRON CAPTURE GAMMA-RAY WITH ENERGY TO 7 MeV AND TO 10 MeV BASED ON NEUTRON CALIBRATION FACILITY

Wide spread of technogenic sources of ionizing radiation such as particle accelerators and nuclear reactors leads to appearance of a number of applied metrological tasks aimed at providing spectrometric and dosimetric ionization measurement instruments, located in photon radiation fields with energy to 10 MeV.

Gamma rays with energy higher 3 MeV may be acquired using radioactive thermal neutron capture on target, i.e. (n, γ) -nuclear reaction. Titanium is used in the range of energies to 7 MeV; nickel – to 10 MeV. A simplest source of instantaneous neutron capture gamma-ray should consist of fast neutron source, neutron moderator and a target irradiated with thermal neutrons. The collimator with thermal neutron geometry of AT140 neutron calibration facility with ^{238}Pu -Be fast neutron source may be used (IBN-8-6) as a source of gamma-ray with energy to 10 MeV.

Monte-Carlo models of thermal neutrons geometry, facility and ^{238}Pu -Be fast neutron source were built using MCNP-4b code. Energy distribution of flux density of neutron capture gamma-ray for titanium and nickel targets was defined.

A spectrometric detector based on $\text{LaBr}_3(\text{Ce})$ crystal $\varnothing 38 \times 38$ mm with non-linear characteristics of channel-energy transformation in the range up to 10 MeV, was specifically manufactured for instrumental support of the experiment at SPE «ATOMTEX». The results for Ti, Ni, and for bare ^{238}Pu -Be neutron source were acquired.

During the experiment a possibility to use neutron capture gamma-ray field formed by thermal neutrons geometry of AT140 neutron calibration facility with ^{238}Pu -Be-fast neutron source with Ti and Ni targets for calibration $\text{LaBr}_3(\text{Ce})$ spectrometers for energy to 10 MeV was confirmed. Closely stationing polyethylene plate in collimator channel provides significant increase in output of reference radiation from target simultaneously decreasing unneeded parts of the spectrum.

Keywords: neutron capture gamma-ray, radionuclide neutron source, thermal neutrons geometry, titanium target, nickel target, spectrometric detector

Введение. Корректные оценки дозовых нагрузок на персонал, работающий в полях высокоэнергетического гамма-излучения с энергиями более 3 МэВ, необходимо проводить дозиметрами, калиброванными в эталонных полях с соответствующими энергиями. Создание опорных полей до 7 МэВ имеет существенное значение для дозиметрии фотонного излучения на АЭС, где

значительная составляющая суммарной мощности дозы обусловлена излучением ядерной реакции $^{16}\text{O}(n, p)^{16}\text{N}$ с энергией 6,13 МэВ, протекающей в водном охлаждающем контуре. Кроме АЭС такие задачи возникают на ускорителях электронов и высокоэнергетических рентгеновских аппаратах, которые могут применяться в терапевтических и промышленных целях. На таких установках энергия вторичного фотонного излучения может достигать нескольких десятков МэВ.

Для практического решения задач радиационной защиты в этих условиях необходимы приборы, которые прошли калибровку в полях с энергией более 3 МэВ. Из-за отсутствия подходящих радионуклидных источников энергетическая зависимость отклика дозиметров обычно не проверяется для энергий выше 1,25 МэВ (^{60}Co). Дозиметры, откалиброванные в стандартных полях радионуклидных источников ^{137}Cs (662 кэВ) и ^{60}Co (1250 кэВ), могут некорректно измерять мощность дозы, полученной от высокоэнергетического гамма-излучения [1].

Расширение энергетического диапазона измерений мощности дозы гамма-излучения до 7 МэВ диктуется и требованиями международных стандартов, таких как ISO 4037-1 и рекомендациями IEC 61017 [2, 3].

Поля гамма-излучения с более высокими ($E_\gamma > 3$ МэВ) энергиями, пригодные для калибровки приборов, получают с помощью ядерных реакций. Такой способ формирования эталонных калибровочных полей требует значительного количества дорогостоящего лабораторного оборудования, которое доступно нескольким ведущим национальным институтам. При помощи реакции $^{19}\text{F}(p, \alpha\gamma)^{16}\text{O}$ можно генерировать фотоны с энергиями 6,13, 6,92 и 7,12 МэВ [4], а реакции $^{12}\text{C}(p, p'\gamma)^{12}\text{C}$ – фотоны 4,44 МэВ [5]. В таких схемах формирования поля мишени из специальных материалов облучаются пучком протонов, разогнанных полем ускорителя. Облучаемая мишень является источником гамма-излучения. Подобные схемы реализованы в Национальном исследовательском совете Канады (NRC, National Research Council), Национальном институте метрологии Германии (PTB, Physikalisch-Technische Bundesanstalt), Агентстве атомной энергетики Японии (JAEA, Japan Atomic Energy Agency) и др. [5–7].

Гамма-кванты с энергиями до 10 МэВ испускаются при радиационном захвате теплового нейтрона, то есть ядерной реакции (n, γ). Расположение в потоке тепловых нейтронов из ядерного реактора мишени из титана позволяет сформировать опорное поле до 7 МэВ, а мишени из никеля – до 10 МэВ [8]. Также поток нейтронов с тепловыми энергиями можно получить и от радионуклидных источников быстрых нейтронов [9–11].

Целью данной работы является изучение при помощи метода Монте-Карло, а также экспериментально спектральных характеристик поля захватного гамма-излучения, формируемого геометрией тепловых нейтронов, установки поверочной нейтронной установки УПН-АТ140 с мишенями из титана и никеля.

Материалы и методы исследования. Существует возможность использования радионуклидных источников быстрых нейтронов для создания компактного лабораторного источника захватного гамма-излучения со стационарным во времени полем. Поток быстрых нейтронов от радионуклидного источника ($^{238}\text{Pu}-\text{Be}$, ^{252}Cf , $^{241}\text{Am}-\text{Be}$) замедляется до тепловых энергий в полиэтилене и направляется на мишень. При таком подходе простейший источник захватного излучения состоит из источника быстрых нейтронов, замедлителя и мишени.

Контейнер-коллиматор с геометрией тепловых нейтронов установки поверочной нейтронной установки (УПН-АТ140, УП «АТОМТЕХ») формирует коллимированный пучок нейтронов со значительной составляющей нейтронов тепловых энергий. С помощью кода MCNP (версия MCNP-4B [12]) была разработана Монте-Карло-модель контейнера-коллиматора с тепловой вставкой, помещения и $^{238}\text{Pu}-\text{Be}$ -источника быстрых нейтронов [13, 14]. В работе [11] проведено исследование возможности получения источника захватного гамма-излучения в «тепловой» геометрии с $^{238}\text{Pu}-\text{Be}$ -источником нейтронов (типа ИБН-8–6) и предложены варианты фильтров из свинца и полиэтилена.

Поле гамма-излучения формируется в данном случае тремя основными источниками:

- 1) источник захватного излучения от материалов коллиматора и рассеянное в коллиматоре излучение;
- 2) источник захватного излучения от мишени;

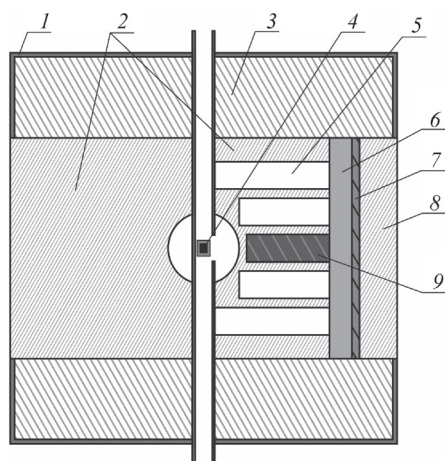


Рис. 1. Монте-Карло-модель контейнера-коллиматора с геометрией тепловых нейтронов: 1 – кожух из алюминия; 2 – вставка для геометрии тепловых нейтронов; 3 – контейнер-коллиматор; 4 – ^{238}Pu -Be-источник нейтронов ИБН-8-6; 5 – воздушные каналы; 6 – фильтр из свинца; 7 – мишень; 8 – полиэтилен; 9 – вольфрам

Fig. 1. Monte-Carlo model of container-collimator with thermal neutrons geometry: 1 – aluminum casing; 2 – insert for thermal-neutron geometry; 3 – container-collimator; 4 – ^{238}Pu -Be-fast-neutron source (IBN-8-6); 5 – air channels; 6 – lead; 7 – target; 8 – polyethylene; 9 – tungsten

3) гамма-излучение с энергией 4,439 МэВ, сопутствующее реакции $^9\text{Be}(\alpha, \gamma)^{12}\text{C}^*$ в активной части ^{238}Pu -Be-нейтронного источника.

Особенности получаемого таким способом поля позволяют использовать захватное излучение от мишени и излучение 4,439 МэВ независимо друг от друга при помощи различных фильтров (рис. 1).

Центральный канал тепловой вставки заполнен вольфрамом для фильтрации гамма-излучения от источника нейтронов. Мишень располагается в канале коллиматора.

В международном стандарте ISO 4037-1 для получения эталонного поля гамма-излучения в диапазоне до 7 МэВ и до 10 МэВ рекомендуется использовать мишени из титана и никеля [2], характеристики гамма-линий радиационного захвата для них приведены в табл. 1.

Титан и никель имеют в своем спектре захватного гамма-излучения отдельные линии с высоким выходом гамма-квантов. Необходимо также учитывать гамма-излучение от конструктивных и защитных материалов (табл. 2).

Таблица 1. Наиболее интенсивные линии захватного гамма-излучения для титана и никеля [2]

Table 1. The most intense lines of neutron prompt capture gamma-ray for titanium and nickel [2]

Титан		Никель	
Энергия фотонов, МэВ	Число фотонов на 100 захватов нейтронов	Энергия фотонов, МэВ	Число фотонов на 100 захватов нейтронов
0,342	26,3	0,283	3,3
1,381	69,1	0,465	13
1,498	4,1	0,878	3,9
1,586	8,9	6,581	2,3
1,762	5,6	6,837	10,8
4,882	5,2	7,537	4,5
4,869	3,6	7,819	8,2
6,418	30,1	8,121	3,1
6,557	4,7	8,533	17
6,761	24,2	8,999	37,7

Таблица 2. Захватное гамма-излучение для некоторых веществ [15, 16]

Table 2. Prompt capture gamma-ray for some materials [15, 16]

Ядро мишени	Полное сечение захвата	Число фотонов на 100 захватов тепловых нейтронов							Общее
		0–1 МэВ	1–2 МэВ	2–3 МэВ	3–5 МэВ	5–7 МэВ	7–9 МэВ	Более 9 МэВ	
^1H	0,3326	–	–	100	–	–	–	–	100
$^{10}\text{B}(n, \alpha)$	763	100	–	–	–	–	–	–	100
^{10}B	0,0995	–	–	–	110	28	6	1	145

Ядро мишени	Полное сечение захвата	Число фотонов на 100 захватов тепловых нейтронов							Общее
		0–1 МэВ	1–2 МэВ	2–3 МэВ	3–5 МэВ	5–7 МэВ	7–9 МэВ	Более 9 МэВ	
${}^6\text{C}$	0,00353	–	–	–	100	–	–	–	100
${}^{13}\text{Al}$	0,231	236	195	69	62	19	19	–	600
${}^{14}\text{Si}$	0,177	100	63	30	89	11	4	0,1	297
${}^7\text{N}$	0,0795	–	–	–	54	11	15	12	92
${}^{48}\text{Cd}$	2522	135	92	96	73	17	1	0,1	411
${}^{24}\text{Cr}$	3,07	85	41	21	12	23	39	6,4	227
${}^{26}\text{Fe}$	2,56	75	60	27	23	25	38	2	250
${}^{29}\text{Cu}$	3,795	68	47	26	30	27	43	–	241
${}^{22}\text{Ti}$	6,08	54	160	16	24	78	1,3	0,2	333
${}^{28}\text{Ni}$	4,39	84	40	23	23	34	62	0,8	267

Были изготовлены мишени в форме дисков ($d = 300$ мм) из титана (Плита ВТ 1–0, ГОСТ 23755-79) толщиной 15 мм и никеля (Никель Н–1, ГОСТ 849-97) толщиной 10 мм.

Результаты и их обсуждение. В разработанной MCNP-4B-модели для определения энергетического распределения плотности потока захватного гамма-излучения в заданной точке необходимо учитывать распространение и нейтронов и фотонов. Областью рождения нейтронов в данной задаче является ячейка активного вещества изотропного источника нейтронов, гамма-кванты же являются вторичными частицами и образуются в результате различных взаимодействий во всей области решения задачи. В MCNP-4B можно решать одновременно задачу транспорта нейтронов и гамма-квантов включением специальной функции mode N, P (mode N – для нейтронов, mode P – для гамма-квантов). Плотность потока гамма-излучения рассчитывалась для сферы радиусом 1 мм, расположенной на расстоянии 550 мм от центра источника нейтронов по оси коллиматора, при помощи карты tally F4 [12].

Энергетическое распределение плотности потока фотонов для мишени из титана (рис. 2) и из никеля (рис. 3) получено моделированием методами Монте-Карло (результат нормирован на выход нейтронов из источника). Ширина энергетического интервала составила 50 кэВ.

Наиболее интенсивными линиями являются линии титана и никеля, линия захвата на водороде 2,223 МэВ, а также линия захвата теплового нейтрона ядром ${}^{10}\text{B}$ по реакции ${}^{10}\text{B}(n, \alpha){}^7\text{Li}$

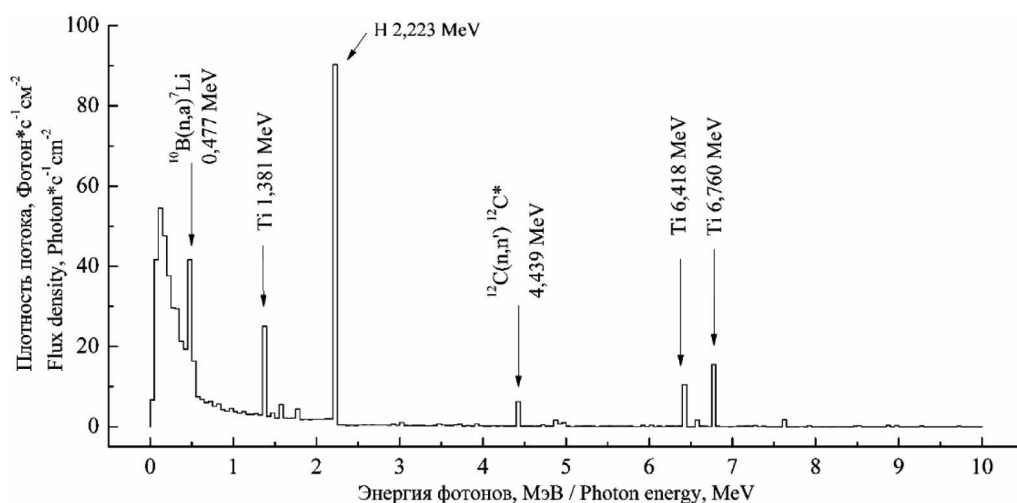


Рис. 2. Спектр захватного гамма-излучения для мишени из титана

Fig. 2. Spectrum of neutron capture gamma-ray for titanium target

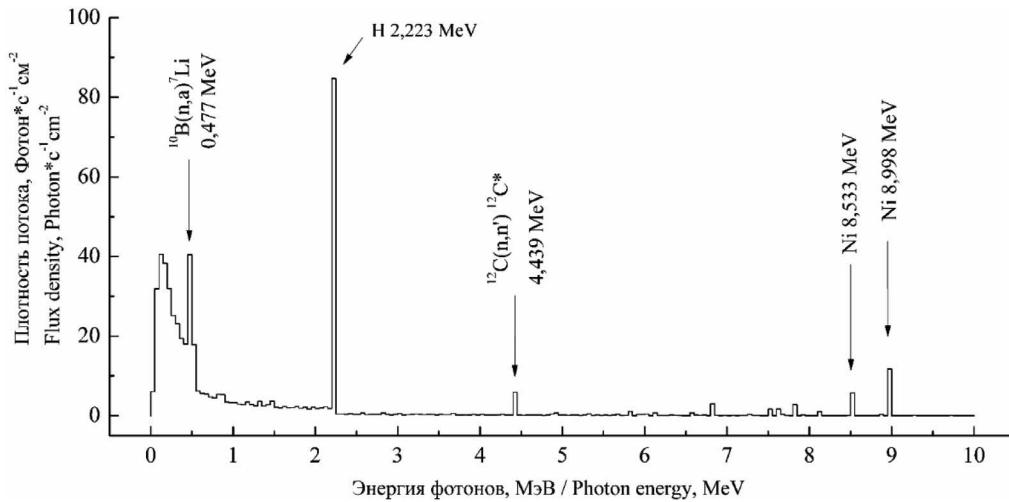


Рис. 3. Спектр захватного гамма-излучения для мишени из никеля

Fig. 3. Spectrum of neutron capture gamma-ray for nickel target

с высвобождением гамма-кванта 0,477 МэВ [17]. Пик 4,439 МэВ соответствует неупругому рассеянию быстрых нейтронов на ядрах углерода $^{12}\text{C}(n, n'\gamma)^{12}\text{C}^*$ [18]. Рядом с линиями 6,418, 6,760 МэВ для титана и 8,533, 8,999 МэВ для никеля нет других достаточно интенсивных гамма-линий.

Для экспериментального изучения спектральных характеристик поля захватного излучения использовался специализированный спектрометрический блок детектирования на основе кристалла $\text{LaBr}_3(\text{Ce})$ размерами $\varnothing 38 \times 38$ мм с нелинейной характеристикой преобразования канал-энергия в диапазоне до 10 МэВ (количество каналов – 1024). На рис. 4 изображено взаимное расположение блока детектирования, контейнера-коллиматора и мишени.

Измерения спектров гамма-излучения проводились с фильтрацией из полиэтилена толщиной 5 см. В центральный канал тепловой вставки был установлен вольфрамовый фильтр ($l = 10$ см). Экспериментальные спектры за вычетом собственной радиоактивности кристалла $\text{LaBr}_3(\text{Ce})$ и фона без нейтронного источника приведены на рис. 5.

Пики полного поглощения 4,439 МэВ от ^{238}Pu -источника нейтронов и эталонных линий от мишени сопровождаются ярко выраженными пиками однократного (SE – single escape) и двукратного вылета (DE – double escape). Фильтр из полиэтилена толщиной 5 см применялся для увеличения интенсивности излучения мишени на фоне остального спектра.

По полученным аппаратурным спектрам можно сделать вывод о возможности калибровки спектрометрических блоков в поле захватного гамма-излучения до 10 МэВ, полученного в геометрии тепловых нейтронов установки УПН-АТ140 с помощью мишеней из никеля и титана.

Заключение. Размещение в канале контейнера-коллиматора с геометрией тепловых нейтронов дисков из титана и никеля позволяет сформировать поле захватного гамма-излучения с энергиями до 7 МэВ и до 10 МэВ. Моделирование методом Монте-Карло показало, что наиболее ин-

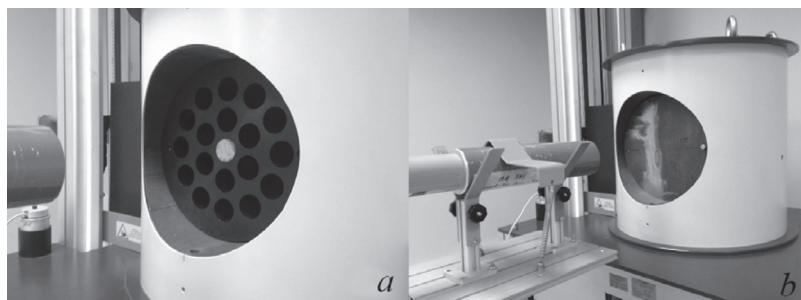


Рис. 4. Контейнер-коллиматор с геометрией тепловых нейтронов без мишени (a) и с мишенью из никеля (b)

Fig. 4. Container-collimator with thermal-neutrons geometry without target (a) and with nickel target (b)

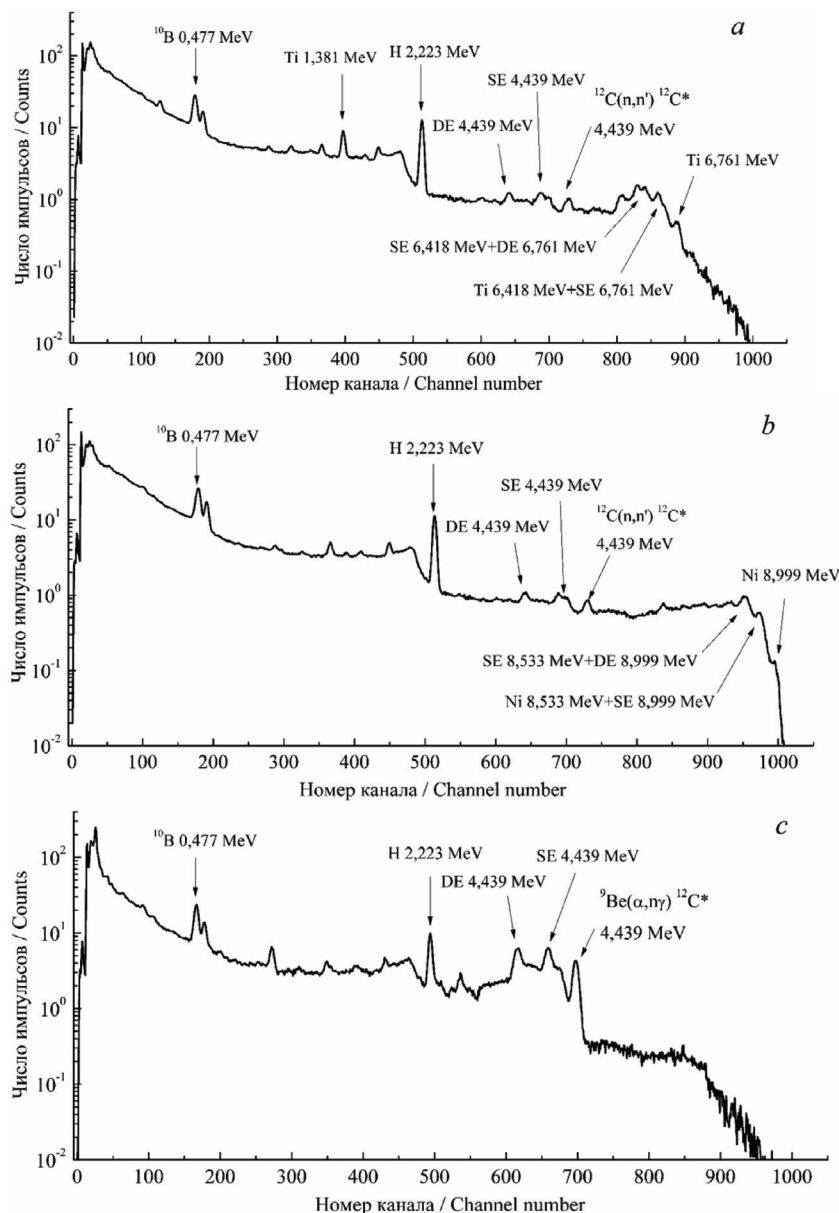


Рис. 5. Экспериментальные спектры гамма-излучения для мишени из титана (а), никеля (б) и открытого ^{238}Pu -Be-источника (с)

Fig. 5. Experimental gamma-ray spectra for titanium target (a), nickel target (b) and bare ^{238}Pu -Be-source (c)

тенсивные линии (кроме линий мишеней) соответствуют захвату теплового нейтрона ядрами водорода и ядрами бора.

Экспериментальные аппаратные спектры были получены с помощью специализированного спектрометрического блока детектирования на основе кристалла $\text{LaBr}_3(\text{Ce})$ размерами $\text{Ø } 38 \times 38$ мм с нелинейной характеристикой преобразования канал-энергия в диапазоне до 10 МэВ. Анализ экспериментальных данных подтвердил возможность калибровки спектрометров до 10 МэВ по линиям захватного излучения.

Список использованных источников

1. Capture Gamma Ray Beam for the Calibration of Radioprotection Dosimeters between 5 and 9 MeV / F. Bermann [et al.] // Radiation Protection Dosimetry. – 1990. – Vol. 30. – P. 237–243.
2. International Electrotechnical Commission «Radiation Protection Instrumentation – Transportable, Mobile or Installed Equipment to Measure Photon Radiation for Environmental Monitoring» 23/10/2015. IEC 61017 Ed. 1.

3. International Standart «X and gamma radiation for calibrating dosimeters and dose rate meters and for determining their response as a function of photon energy». 15/12/1996. ISO 4037-1.
4. Duvall, K. C. The development of a 6–7 MeV photon field for instrument calibration / K. C. Duvall, H. T. Heaton, C. G. Soares // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. – 1985. – Vol. 10–11, iss. 2. – P. 942–945.
5. Guldbakke, S. Properties of high-energy photon fields to be applied for calibration purposes / S. Guldbakke, D. Schaffer // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. – 1990. – Vol. 299, iss. 1–3. – P. 367–371.
6. Rogers, D. O. A nearly mono-energetic 6–7 MeV photon calibration source / D. O. Rogers // *Health Physics*. – 1983. – Vol. 45, N 1. – P. 127–137.
7. Croft, S. The determination of the absolute response function of a deuterated benzene total energy detector to 6.13 MeV gamma-rays / S. Croft, M. Bailey // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. – 1991. – Vol. 302, iss. 2. – P. 315–326.
8. Bermann, F. Étalonage de détecteurs de radioprotection avec des gammas d'énergie supérieure à 1 MeV: utilisation de faisceaux de gammas de capture / F. Bermann, G. Portal // *Radioprotection*. – 1991. – Vol. 26, N 3. – P. 493–513.
9. Kroupa, M. Wide energy range gamma-ray calibration source / M. Kroupa, C. Granja, Z. Janout // *Journal of Instrumentation*. – 2011. – Vol. 6, N 1. – P. 6–11.
10. Rogers, J. G. A 7–9 MeV isotopic gamma-ray source for detector testing / J. G. Rogers, M. S. Andreaco, C. Moisan // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. – 1998. – Vol. 413, iss. 2–3. – P. 249–254.
11. Формирование поля захватного гамма-излучения до 10 МэВ для метрологического обеспечения приборов радиационной защиты / Д. И. Комар [и др.] // *Приборы и методы измерений*. – 2016. – № 3. – С. 296–304.
12. MCNP–A General Monte Carlo N-Particle Transport Code, Version 4B / ed. J. F. Briesmeister. – Report LA-12625-M. – Los Alamos, NM: Los Alamos National Laboratory, 1997. – 736 p.
13. Комар, Д. И. Монте-Карло моделирование метрологических характеристик установки поверочной нейтронного излучения УПН-АТ140 / Д. И. Комар, С. А. Кутень, В. Д. Гузов // *Эколог. вестн.* – 2016. – № 3. – С. 53–58.
14. Комар, Д. И. Влияние рассеянного нейтронного излучения на метрологические характеристики поверочной установки нейтронного излучения УПН-АТ140 / Д. И. Комар, С. А. Кутень // *Приборы и методы измерений*. – 2017. – № 1. – С. 23–31.
15. Choi, H. D. Database of prompt gamma-rays from slow neutron capture for elemental analysis / H.D. Choi, R.B. Firestone, R.B. Lindstrom. – Vienna: International Atomic Energy Agency, 2006.–252 p.
16. Atlas of Neutron Capture Cross Sections / ed. J. Kopecky. – Vienna: International Atomic Energy Agency, 1997. – 370 p.
17. Ceberg, C. P. Neutron capture imaging of ^{10}B in tissue specimens / C. P. Ceberg, L. G. Salford // *Radiotherapy and Oncology*. – 1993. – Vol. 26, iss. 2. – P. 139–146.
18. Hugh, E. H. Neutron Inelastic Scattering in ^{12}C , ^{14}N and ^{16}O . – Houston, Texas, 1959. – 256 p.
19. Baldini, A. A NaI activation method for the measurement of the weak thermal neutron field around the MEG experiment / A. Baldini, C. Bemporad, F. Ceci // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. – 2007. – Vol. 570, iss. 3. – P. 561–564.
20. Gardner R. P. NaI detector neutron activation spectra for PGNA applications / R. P. Gardner, E. Sayyed, Y. Zheng // *Applied Radiation and Isotopes*. – 2000. – Vol. 53, iss. 4–5. – P. 483–497.

References

1. Bermann F., Bordy J. M., Chassende-Baroz P., Detroussel P., Dhermain J., Jaureguy J. C., Sollier T. Capture Gamma Ray Beam for the Calibration of Radioprotection Dosimeters between 5 and 9 MeV. *Radiation Protection Dosimetry*, 1990, no. 4, pp. 237–243. Doi: 10.1093/oxfordjournals.rpd.a080623
2. International Electrotechnical Commission. *Radiation Protection Instrumentation – Transportable, Mobile or Installed Equipment to Measure Photon Radiation for Environmental Monitoring*. 23/10/2015 no. IEC 61017 Ed. 1.
3. International Standart “X and gamma radiation for calibrating dosimeters and dose rate meters and for determining their response as a function of photon energy”. 15/12/1996. ISO 4037-1.
4. Duvall K. C., Heaton H. T., Soares C. G. The development of a 6–7 MeV photon field for instrument calibration. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 1985, vol. 10–11, no. 2, pp. 942–945. Doi: 10.1016/0168–583X(85)90145–4
5. Guldbakke S., Schaffer S. Properties of high-energy photon fields to be applied for calibration purposes. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 1990, vol. 299, no. 1–3, pp. 367–371. Doi: 10.1016/0168–9002(90)90806–H
6. Rogers D. O. A nearly mono-energetic 6–7 MeV photon calibration source. *Health Physics*, 1983, vol. 45, no. 1, pp. 127–137. Doi: 10.1097/00004032–198307000–0001
7. Croft S., Bailey M. The determination of the absolute response function of a deuterated benzene total energy detector to 6,13 MeV γ -rays. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 1991, vol. 302, no. 2, pp. 315–326. Doi: 10.1016/0168–9002(91)90415–M
8. Bermann F. Étalonage de détecteurs de radioprotection avec des gammas d'énergie supérieure à 1 MeV: utilisation de faisceaux de gammas de capture, *Radioprotection*, 1991, vol. 26, no. 3, pp. 493–513. Doi: 10.1051/radiopro/1991017
9. Kroupa M., Granja C., Janout Z. Wide energy range gamma-ray calibration source. *Journal of Instrumentation*, 2011, vol. 6, no. 1, pp. 6–11. Doi: 10.1088/1748–0221/6/11/T11002
10. Rogers J. G., Andreaco M. S., Moisan C. A 7–9 MeV isotopic gamma-ray source for detector testing. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 1998, vol. 413, no. 2–3, pp. 249–254. Doi: 10.1016/S0168–9002(98)00097–7

11. Komar D., Lukashevich R., Guzov V., Kutsen S. Neutron capture gamma ray field with energy to 10 MeV for metrological support of radiation protection devices. *Pribory i metody izmerenii* [Devices and Methods of Measurements], 2016, vol. 7, no. 3, pp. 296–304. Doi: 10.21122/2220–9506–2016–7–3–296–304 (in Russian).
12. Briestmeister J. F. [ed.]. *MCNP-A general Monte Carlo N-particle transport code, Version 4A*. Report LA–12625–M. Los Alamos, NM, Los Alamos National Laboratory, 1994. 736 p.
13. Komar D. I., Kutsen S. A., Guzov V. D. Monte-Carlo simulation metrological characteristics of the neutron calibration facility. *Ekologicheskij vestnik* [Ecological proceedings], 2016, no. 3, pp. 54–61 (in Russian).
14. Komar D., Kutsen S. Influence of scattered neutron radiation on metrological characteristics of AT140 Neutron Calibration Facility. *Pribory i metody izmerenii* [Devices and Methods of Measurements], 2017, vol. 8, no. 1, pp. 23–31. Doi: 10.21122/2220–9506–2017–8–1–23–31 (in Russian).
15. Choi H. D., Firestone R. B., Lindstorm R. B. *Database of prompt gamma-rays from slow neutron capture for elemental analysis*. Vienna, International Atomic Energy Agency, 2006. 252 p.
16. Kopecky, J. [ed.] *Atlas of Neutron Capture Cross Sections*. Vienna, International Atomic Energy Agency, 1997. 370 p.
17. Ceberg C. P., Salford L. G. Neutron capture imaging of ^{10}B in tissue specimens. *Radiotherapy and Oncology*, 1993, vol. 26, no. 2, pp. 139–146. Doi: 10.1016/0167–8140(93)90095–P
18. Hugh E. H. *Neutron Inelastic Scattering in ^{12}C , ^{14}N and ^{16}O* . Houston, Texas, 1959. 256 p.
19. Baldini A., Bemporad C., Cei F. A NaI activation method for the measurement of the weak thermal neutron field around the MEG experiment. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, 2007, vol. 570, no. 3, pp. 561–564. Doi: 10.1016/j.nima.2006.10.101
20. Gardner R. P., Sayyed E., Zheng Y. NaI detector neutron activation spectra for PGNAА applications. *Applied Radiation and Isotopes*, 2000, vol. 53, no. 4–5, pp. 483–497. Doi: 10.1016/S0969–8043(00)00198–6

Информация об авторах

Комар Дамиан Игваррович – инженер, Научно-производственное унитарное предприятие «АТОМТЕХ» (ул. Гикало, 5, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: damiankomar@yandex.ru

Лукашевич Роман Васильевич – ведущий инженер, Научно-производственное унитарное предприятие «АТОМТЕХ» (ул. Гикало, 5, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: lukashevich@atomtex.com

Гузов Владимир Дмитриевич – главный метролог – начальник отдела радиационной метрологии, Научно-производственное унитарное предприятие «АТОМТЕХ» (ул. Гикало, 5, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: guzov@atomtex.com

Кутень Семен Адамович – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, заведующий лабораторией теоретической физики и моделирования ядерных процессов, Институт ядерных проблем Белорусского государственного университета (ул. Бобруйская, 11, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: semen_kuten@list.ru

Для цитирования

Источник захватного гамма-излучения с энергиями до 7 МэВ и до 10 МэВ на основе поверочной установки нейтронного излучения / Д. И. Комар [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 96–103.

Information about the authors

Komar Damian Igyarrovich – engineer, SPE “ATOM-TEX” (5, Gikalo Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: damiankomar@yandex.ru

Lukashevich Raman Vasil'evich – lead engineer, SPE “ATOMTEX” (5, Gikalo Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: lukashevich@atomtex.com

Huzau Uladzimir Dzmitryevich – Head of Metrology Department, SPE “ATOMTEX” (5, Gikalo Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: guzov@atomtex.com

Kuten Semen Adamovich – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of Laboratory of Theoretical Physics and Simulation of Nuclear Processes, Research Institute for Nuclear Problems of Belarussian State University (11, Bobrujskaya Str., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: semen_kuten@list.ru

For citation

Komar D. I., Lukashevich R. V., Guzov V. D., Kutsen S. A. A source of neutron capture gamma-ray wiht energy to 7 MeV and to 10 MeV based on neutron calibration facility. *Vesti Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 96–103 (in Russian).

А. П. Ахрамович¹, И. В. Войтов², В. П. Колос¹¹Институт энергетики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь²Белорусский государственный технологический университет, Минск, Беларусь**ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СКОРОСТНОЙ ФИЛЬТРАЦИИ
ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ В СЛОЕ МИКРОТВЭЛОВ**

Показано, что при математическом моделировании гидродинамики топливного слоя с микровтвэлами до сих пор не удалось удовлетворительно описать вязкие и инерционные эффекты. Уравнения фильтрации, получаемые путем усреднения уравнения движения вязкой жидкости по элементарному объему и содержащие так называемый вязкий член, справедливы лишь для бесконечной пористой среды. Использование этих уравнений и условий прилипания на непроницаемых торцах слоя приводит к результатам, зачастую не совпадающим с результатами экспериментов.

В основу построенной модели положены законы движения идеальной жидкости с объемной силой межфазного взаимодействия, которая представлена в виде дивергенции тензора с потенциальной и вихревой составляющими. При этом потенциальная составляющая отражает вклад сил сопротивления в нормальное напряжение (давление) теплоносителя и является «скрытым» параметром – причиной разброса экспериментальных данных.

Изучена с использованием разработанной модели динамика потока теплоносителя при входе и выходе его из топливного слоя и определены условия сопряжения для вектора скорости и давления. Эти условия обеспечивают сшивку на проницаемых границах слоя уравнений фильтрации и динамики вязкой жидкости.

Установлено, что вследствие доминирования сил инерции на входе и выходе из слоя поток преломляется: при входе разворачивается в сторону нормали к границе слоя, а при выходе – в сторону касательной. Учет этого эффекта позволит оптимизировать контуры топливного слоя с точки зрения теплофизики и нейтронной физики.

Ключевые слова: математическая модель, топливный слой, микровтвэлы, фильтрация, тензор межфазного взаимодействия, условия сопряжения, разрыв функции Бернулли, инерционные и вязкие эффекты

А. P. Akhramovich¹, I. V. Voitov², V. P. Kolos¹¹Institute of Power Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus²Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus**DYNAMIC MODEL OF RAPID COOLANT FILTRATION THROUGH A BED
OF MICRO FUEL PARTICLES**

It is shown that mathematical hydrodynamic models of micro fuel beds can't describe viscous and inertial effects truly. The filtration equations obtained by averaging the equation of viscous fluid motion over an elementary volume and containing the so-called viscous term are valid only for the infinite porous medium. Using these equations and no-slip condition on the impermeable ends of bed leads to discrepancy between estimated and observed data.

The constructed rapid coolant filtration model is based on the ideal fluid motion laws with a volume interphase interaction force, which is represented as a divergence of a tensor with potential and vortex components. In this case, the potential component reflects the contribution of the resistance forces to the normal pressure of the coolant and is a "hidden" parameter – the reason for experimental data spread.

Using the model, dynamics of the coolant flow at the inlet and outlet of the fuel bed is investigated and the matching conditions for velocity and pressure vector are determined. These conditions make it possible to relate the filtration equation and viscous fluid motion equation on the bed permeable boundaries.

Due to dominance of inertia forces at entrance and exit of the bed, the stream is refracted: at the inlet towards the normal to the bed boundary, and at the exit towards the tangent. Accounting for this effect the optimize fuel bed contours in terms of thermal physics and neutron physics will be obtained.

Keywords: mathematical model, fuel bed, micro fuel particles, filtration, interface interaction tensor, matching conditions, Bernoulli's function breaking, inertial and viscous effects

Введение. Разработка и успешные испытания микровтвэлов повышенной стойкости (с многослойной оболочкой) явились значимым вкладом в создание безопасных ядерных реакторов [1, 2]. К тому же сыпучесть и огромная поверхность теплосъема такого топлива позволят в перспективе конструировать реакторы с удельной мощностью на порядок выше достигнутой в настоящее время. Колоссальный качественный скачок в области реакторостроения (особенно специального,

где стремятся максимально снизить массогабаритные характеристики установок), несомненно, приведет к зарождению прогрессивных научных направлений, уникальных прорывных технологий и технических решений и в других отраслях деятельности.

Создание реакторов высокой удельной мощности является сложной многоплановой задачей. Научный аспект ее решения требует значительного повышения степени адекватности моделирования реальных процессов на экспериментальных стендах и точности проводимых измерений, широкомасштабной визуализации физических явлений в активной зоне, безукоризненных теоретических схем и методик обработки опытных данных, а также разработки алгоритмов сопряженного расчета граничных условий и полей нейтронно-физических и термогидродинамических параметров в элементах реактора, особенно в топливном слое из микротвэлов. (Слой представляет собой плотную монодисперсную зернистую засыпку с внутренним источником тепла большой мощности [3].)

Исследованию теплообмена и движения жидкости в слое сыпучего материала в силу широты его практического применения посвящено огромное количество работ. Есть основополагающие публикации, авторы которых придерживаются интегральной формы описания процессов переноса; в том числе и монографии советских ученых [4–9]. Существует серия статей, в которых детализированы закономерности переноса в засыпке с помощью априорно задаваемых теоретических схем (отметим часть из них [10–15]). Накоплен обширный экспериментальный материал. Однако до сих пор не удалось удовлетворительно описать вязкие и инерционные эффекты вблизи границы слоя и решить проблему корректного учета их при формулировке граничных условий.

В 1970-е годы, казалось, все теоретические споры, должно ли уравнение фильтрации содержать вязкий член или нет, закончены. Американские ученые В. Грей и К. О'Нейл, используя транспортную теорему С. Уитакера, получили усредненное уравнение движения вязкой жидкости в слое без какой-либо идеализации структуры пористой среды и ее взаимодействия с потоком [16]. В усредненном уравнении присутствовал вязкий член $\mu \nabla^2 \bar{V}$.

Приняв за основу этот результат, в 1977–1978 гг. исследователи Института атомной энергии им. И. В. Курчатова построили двумерную математическую модель теплосъема в сборке с продольно-поперечной фильтрацией теплоносителя сквозь слой микротвэлов [17, 18]. Модель содержала уравнения движения турбулентного потока теплоносителя в распределительном и отводном каналах, уравнение фильтрации с инерционным и вязким членами, три уравнения энергии (для каналов и слоя), отражающие конвективный и молекулярный перенос тепла, уравнения неразрывности и состояния. На торцах топливного слоя, огражденного непроницаемыми стенками, было принято условие прилипания. На боковых проницаемых поверхностях слоя, ограниченно коаксиальными цилиндрическими решетками, касательная составляющая вектора усредненной скорости приравнивалась к нулю. Подобные модели получили широкое распространение в 1980–1990-е годы, особенно при описании процессов в аппаратах химической технологии.

Распределение потока теплоносителя в слое микротвэлов, полученное с помощью двухмерных моделей, зачастую не совпадало с результатами опытов [19–22]. Несостоятельность этих моделей стала очевидной после экспериментального обнаружения вблизи торцов слоя отрывных и застойных зон, лимитирующих интенсивность теплосъема; указанные модели их не описывали. К тому же прилипание на торцах не согласовывалось с экспериментально подтвержденным условием $(V_n|_{\Sigma} \equiv 0)$ отсутствия таких гидродинамических образований [19, 20].

Однако и сейчас многие исследователи придерживаются «вязкой» модели течения теплоносителя в слоях микротвэлов с условиями прилипания на непроницаемых поверхностях [23–25]. Одни вводят так называемую эффективную вязкость для учета турбулентности, связанной с вихреобразованием при отрыве струй от зерен засыпки, другие используют для решения своих задач такие программные комплексы, как ANSYS, FIUENT, FEMLAB, в которых априори заложены уравнения Навье – Стокса с вязкими членами.

Проведенный нами детальный анализ показал, что уравнения фильтрации, получаемые путем усреднения уравнения движения вязкой жидкости по элементарному объему (как, например, в [16]), действительно содержат вязкий член, но они справедливы лишь для бесконечной пори-

стой среды. Только на бесконечно удаленной границе слоя истинная скорость и усредненная оказываются равными между собой (их значение – нуль), и для последней становится справедливо условие прилипания.

Следует отметить, что при формулировке граничных условий для многомерных моделей со-вершалась одна и та же логическая ошибка. Считалось, что поскольку уравнение движения вязкой жидкости имеет слагаемое $\mu \nabla^2 \vec{V}$ и для такого течения на смачиваемой поверхности справедливо условие прилипания, то и для уравнения фильтрации с вязким членом это условие справедливо на торцах слоя. При этом не принималось во внимание, что в первом случае бралась истинная скорость, во втором – усредненная.

В [4] показано, что условие прилипания для усредненного движения в слое конечного размера некорректно и вязким членом необходимо пренебречь для сохранения логической стройности теоретических выкладок. К тому же флуктуация пористости вблизи ограждающих конструкций слоя (в силу грубости модели зернистого слоя как статистического ансамбля по сравнению с моделью сплошной среды) оказывает значительное влияние на фильтрацию в целом. Поэтому описание процессов в плотном слое в принципе не может быть точным, и учет эффектов вязкости (обусловленных молекулярным переносом импульса) с помощью слагаемого $\mu \nabla^2 \vec{V}$ и условия прилипания является превышением разрешенной статистической точности. С этой позиции такое описание должно быть отвергнуто.

Рассматривая фильтрацию как внешнюю гидродинамическую задачу, была построена модель «квазиидеальная жидкость» [4]. Уже по одному названию можно понять, что уравнение фильтрации, как и дифференциальное уравнение движения идеальной жидкости первого порядка, не содержит вязкого члена. С помощью модели квазиидеальной жидкости впервые были определены условия сопряжения на границах раздела пористых сред и пористая среда – идеальная жидкость. Развивая идеи, использованные при создании модели квазиидеальной жидкости, построим динамическую модель скоростной фильтрации теплоносителя в слое микротрещин (в тепловыделяющей зернистой засыпке), с помощью которой найдем «сшивку» на границе слоя уравнений фильтрации и движения вязкой жидкости.

Построение модели. Тензор межфазного взаимодействия. Поставленная задача отнюдь не тривиальна, она имеет свои особенности. При ее решении придется корректно связать между собой дифференциальные уравнения различного порядка (уравнение фильтрации первого порядка, уравнение движения вязкой жидкости – второго), с различной разрешенной описательной точностью (о ней было сказано выше), с различным объемом информационного содержания, заложенного в подобных между собой величинах (с одной стороны границы усредненные параметры, со второй – истинные).

В реальных ядерных аппаратах микротрещины намного меньше характерных размеров топливного слоя, а следовательно, и характерных размеров течения. При их высокой концентрации величина различия в скорости движения слоев теплоносителя вблизи микротрещины существенно превосходит осредненный градиент скорости. Особенно это проявляется при больших скоростях фильтрации. Поэтому при моделировании примем, что течение теплоносителя в топливном слое энергонапряженного реактора, работающего в штатном режиме, подчиняется законам движения идеальной жидкости с объемной силой межфазного взаимодействия \vec{S} . В таком случае исходная система уравнений фильтрации для поставленной задачи будет иметь вид:

$$\rho \varepsilon \frac{DV_j}{dt} = - \frac{\partial P}{\partial x_j} - S_j + \varepsilon \rho g_j; \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \varepsilon) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho \varepsilon V_j) = 0, \quad (2)$$

где P – статическое давление, \vec{V} – средняя расходная скорость, g_j – ускорение внешних массовых сил, ε – пористость топливного слоя, ρ – плотность теплоносителя, x_j – текущие декартовы координаты, t – время.

Силу взаимодействия потока с микротвэлами \vec{S} определим в рамках внешней гидродинамической модели фильтрации

$$\vec{S} = \eta \vec{s}; \quad \eta = \frac{6(1-\varepsilon)}{\pi d^3}, \quad (3)$$

представив силу воздействия потока на отдельный микротвэл в виде суммы силы гидравлического сопротивления отдельного микротвэла, архимедовой силы выталкивания и силы присоединенных масс \vec{f}

$$\vec{s} = \frac{\pi d^2 \rho \varepsilon^2}{8 \psi^2} |\vec{V}| \vec{V} - \frac{\pi d^3}{6} \nabla P + \vec{f}; \quad \psi = 0,625 \varepsilon^{1,4}, \quad (4)$$

где d – диаметр микротвэла, η – число микротвэлов в единице объема, ψ – минимальное относительное проходное сечение.

Теоретический учет воздействия на фильтрацию силы присоединенных масс сложен и трудоемок. При моделировании силу \vec{f} либо опускают в результате ее сравнительной малости, либо учитывают, вводя в первое слагаемое выражения (4) численный множитель, значение которого определяется из эксперимента. И в том и другом случае уравнение (1) с учетом (3), (4) будет иметь вид

$$\rho \frac{DV_j}{dt} = -\frac{\partial P}{\partial x_j} - k \rho |\vec{V}| V_j + \rho g_j. \quad (5)$$

При определении объемной силы сопротивления на практике используют формулу $k = 1,7(1-\varepsilon)/\varepsilon d$.

Сравнивая выражение (5) с уравнениями движения квазиидеальной и вязкой жидкостей, отметим, что во всех этих уравнениях присутствует сила сопротивления (трения), которая из физических соображений конечна и направлена противоположно течению. Существенное же отличие уравнения (5) заключается в том, что проекция силы сопротивления на любое направление зависит не только от проекции скорости на данное направление, но и от модуля самой скорости. Причем слагаемое, учитывающее объемную силу сопротивления в уравнении (5), усиливает его нелинейность, которая сохраняется даже в случае пренебрежения конвективным ускорением.

Такие физико-математические особенности требуют при построении модели единой формы описания движения теплоносителя по обе стороны границы топливного слоя. В связи с этим уравнению (5) и уравнению движения вязкой жидкости придадим вид общего уравнения динамики сплошной среды:

$$\rho \frac{DV_j}{dt} = -\frac{\partial P}{\partial x_j} + \frac{\partial \sigma_{jk}}{\partial x_k} + \rho g_j, \quad (6)$$

в котором при фильтрации $\sigma_{jk} = G_{jk}$, при движении вязкой жидкости $\varepsilon = 1$, $\sigma_{jk} = d_{jk}$, где d_{jk} – девиатор напряжений.

Определим компоненты тензора G_{jk} и установим его физический смысл. Неинвариантность уравнения (5) относительно любой группы движений не позволяет считать тензор G_{jk} характеристикой напряженного состояния в модели скоростной фильтрации, поэтому логично будет назвать его тензором межфазного взаимодействия, несмотря на кажущуюся аналогию с тензором напряжений в сплошной среде.

Как известно, естественным требованием, накладываемым на поле скоростей, является их исчезновение на бесконечности. В силу того, что поле сопротивления порождено движением жидкости, данное требование распространяется и на него, что позволяет, согласно теореме Стокса, представить тензор G_{jk} в виде потенциальной и вихревой составляющих:

$$G_{jk} = -P^* \delta_{jk} + \Omega_{jk}; \quad \Omega_{jk} = -\Omega_{kj}. \quad (7)$$

P^* – скалярный, $\frac{1}{2} \varepsilon_{jik} \Omega_{jk}$ – векторный потенциалы силы сопротивления, δ_{jk} – символ Кронекера, ε_{jik} – единичный псевдотензор.

Введенный несимметричный тензор G_{jk} имеет четыре степени свободы и поэтому не может быть однозначно определен своей дивергенцией. В задачах механики жидкости обычно используют феноменологический подход – постулируют уравнение состояния, связывающее напряжения с соответствующими кинетическими переменными. Например, для ньютоновской жидкости принимают, что девиатор напряжений линейно связан с дифференциальным тензором поля скоростей. Для рассматриваемого случая такой подход неприемлем, поскольку, с одной стороны, уравнение (5) уже сформулировано, а с другой – G_{jk} не является тензором напряжений, хотя по определению он должен быть равен нулю везде, где равна нулю сила сопротивления (скорость фильтрации):

$$(V_j = 0) \Leftrightarrow (G_{jk} = 0). \quad (8)$$

Если для однозначного определения G_{jk} потребовать, чтобы потенциалы на бесконечности были равны нулю и выполнялось условие соленоидальности, то окажется, что условие (8) будет справедливо лишь для течения через бесконечную засыпку. Поэтому в случае топливного слоя, имеющего ограниченные размеры, учтем, что дивергенция и вихрь силы сопротивления определены во всех его внутренних точках, нормальная компонента фиксирована на границе, и для поиска G_{jk} используем теоремы для однозначного нахождения тензорного поля в конечном объеме [23]. В результате получим уравнения:

$$\nabla^2 P^* = \varepsilon \rho \vec{V} \nabla \left(\frac{k}{\varepsilon} |\vec{V}| \right) - k |\vec{V}| \frac{\partial \rho}{\partial t}; \quad (9)$$

$$\nabla^2 \Omega_{jk} = k \rho |\vec{V}| (V_{j,k} - V_{k,j}) + V_j \frac{\partial}{\partial x_k} (k \rho |\vec{V}|) - V_k \frac{\partial}{\partial x_j} (\rho k |\vec{V}|), \quad (10)$$

и граничные условия:

$$\frac{\partial P^*}{\partial n} = k \rho |\vec{V}| V_n; \quad (11)$$

$$\varepsilon_{ilk} n_l \left(k \rho |\vec{V}| V_k + \frac{\partial \Omega_{jk}}{\partial x_j} \right) = 0, \quad (12)$$

однозначно описывающие скалярный и векторный потенциалы силы сопротивления (\vec{n} – нормаль к границе топливного слоя). Из выражений (9)–(12) легко получить условия подобия между потенциалами силы сопротивления и соответствующими потенциалами массовой скорости фильтрации ($\varepsilon \rho \vec{V}$). Эти условия определяют область значений параметров потока, при которых картины скоростной фильтрации и малоинтенсивного движения жидкости в пористых средах схожи.

Как известно, скалярная величина P (статическое давление), вводимая в механике как изотропная часть тензора напряжений, не является одним из параметров состояния, используемых в равновесной термодинамике. Здесь давление рассматривают как меру локального сжатия. При определении тензора вязких напряжений жидкости предполагают, что сумма его диагональных элементов равна нулю, то есть он не дает добавки к среднему нормальному напряжению. При скоростной фильтрации величина P^* как бы отражает вклад сил сопротивления в нормальное напряжение. В связи с этим обратим внимание на определение закона падения давления в неподвижных зернистых слоях в [7–9, 27–29]. Имеющийся разброс экспериментальных данных говорит об отсутствии единой, всеми признанной методики обработки полученных результатов, а также, возможно, и о наличии скрытых параметров, которые принимают различные значения в зависимости от экспериментальной установки, способов и методов измерения величин. Из сказанного выше и выражений (7), (9)–(12) следует, что величина P^* может являться таким скрытым параметром, способным вносить несогласованность в результаты при обработке экспериментальных данных.

Выясним физический смысл тензора Ω_{jk} . Его антисимметричность обусловлена неинвариантностью уравнения (5) относительно вращения, которое свидетельствует о наличии в среде распределенных пар сил. Продолжая эту логическую цепочку, запишем формулу для вращательного момента, действующего на объем W ,

$$M_{jk} = \iiint_W \left[\frac{\partial}{\partial x_l} (G_{jl}x_k) - G_{jl}\delta_{lk} - \frac{\partial}{\partial x_l} (G_{kl}x_j) + G_{kl}\delta_{lj} \right] \delta W. \quad (13)$$

Подставив в (13) выражение (7), получим уравнение

$$M_{jk} = \iint_{\Sigma} (G_{jl}x_k - G_{kl}x_l) \delta \Sigma_l + 2 \iiint_W \Omega_{jk} \delta W, \quad (14)$$

из которого следует, что при бесконечном объеме W величина $2\Omega_{jk}$ является плотностью вращательного момента сил сопротивления.

Диссипация энергии. Условия сопряжения. Исходя из обычной формулировки динамики материальной среды, запишем интегральное уравнение изменения кинетической энергии потока теплоносителя при фильтрации в топливном слое

$$\frac{D}{dt} \iiint_W \frac{\rho |\vec{V}|^2}{2} \delta W = \iiint_W \rho g_j V_j \delta W - \iint_{\Sigma} P \delta_{jk} V_j \delta \Sigma_k + \iiint_W N \delta W, \quad (15)$$

где N – плотность распределения мощности внутренних сил. Величина G_{jk} не вошла в выражение (15), поскольку не является тензором напряжений. Используя теорему Гаусса, освободимся в уравнении (15) от интегралов и запишем его в дифференциальной форме:

$$\rho \frac{D}{dt} \frac{|\vec{V}|^2}{2} = \rho g_j V_j - \frac{\partial}{\partial x_k} (P \delta_{jk} V_j) + N, \quad (16)$$

приняв во внимание, что $D(\rho \delta W)/dt = 0$.

Векторное уравнение (6) скалярно умножим на \vec{V} , из полученного результата вычтем (16) и остаток разрешим относительно N . В итоге будем иметь:

$$N = P V_{j,j} + V_j \frac{\partial}{\partial x_k} G_{jk}. \quad (17)$$

Исключив из выражения (17) слагаемое, характеризующее скорость объемного расширения, и поменяв знак у оставшейся величины, получим формулу для определения скорости диссипации механической энергии в единице объема при фильтрации

$$\Phi = -V_j \frac{\partial}{\partial x_k} G_{jk} = V_j \frac{\partial}{\partial x_k} P^* \delta_{jk} - V_j \frac{\partial}{\partial x_k} \Omega_{jk} \triangleq -V_j \frac{\partial}{\partial x_k} \sigma_{jk}. \quad (18)$$

Для вязкой жидкости величина Φ описывается следующим выражением [30]:

$$\Phi = -d_{jk} \cdot \frac{\partial}{\partial x_k} V_j \triangleq -\sigma_{jk} \cdot \frac{\partial}{\partial x_k} V_j. \quad (19)$$

При таком определении диссипации различно, состоящему в том, что Ω_{jk} антисимметричный тензор, а d_{jk} – симметричный, соответствует перестановка параметров в операторах правых частей выражений (18), (19). Это позволяет движение теплоносителя по обе стороны границы топливного слоя описать системой уравнений с едиными ограничениями гидродинамических параметров потока и на их основе определить условия сопряжения на границе.

Динамика потока теплоносителя при входе в топливный слой и выходе из него существенно различны. Так, на выходе вблизи границы слоя происходят дополнительные нерегулярное вих-

ревое движение и связанный с ним процесс неустановившегося перемешивания жидкости (газа), которые не имеют места при обтекании микротрещин вблизи входа потока. Поэтому для описания фильтрации на выходе из слоя выберем интегральную форму записи уравнений количества движения и неразрывности:

$$\iint_{\Sigma} \varepsilon (\rho V_j V_k + P \delta_{jk}) \delta \Sigma_k - \iiint_W P \delta_{jk} \frac{\partial \varepsilon}{\partial x_k} \delta W + \iiint_W \left(V_j \frac{\partial (\varepsilon \rho)}{\partial t} - \varepsilon \frac{\partial \sigma_{jk}}{\partial x_k} - \varepsilon \rho g_j \right) \delta W = 0; \quad (20)$$

$$\iiint_W \frac{\partial}{\partial t} (\rho \varepsilon) \delta W + \iint_{\Sigma} \varepsilon \rho V_j \delta \Sigma_j = 0. \quad (21)$$

Основное достоинство этих равенств состоит в том, что отдельные члены в них записаны в виде интегралов по поверхности области W , и подробности изменения параметров течения внутри W не имеют значения, сами же подынтегральные функции могут содержать конечное число разрывов.

Границу топливного слоя, обладающую свойством регулярной поверхности, представим как некоторую переходную область W , толщина которой устремлена к нулю. При таком определении переходной области течение в ней будет иметь лишь естественные ограничения: конечность скорости, вихря, величины давления, диссипации (силы сопротивления).

Условимся индексом 1 отмечать параметры течения со стороны набегающего на границу потока, 2 – с другой ее стороны. На границе введем тройку базисных ортогональных векторов $(\bar{n}; \bar{\tau}; \bar{\theta})$, где \bar{n} – единичный вектор, лежащий на нормали к границе слоя и направленный в сторону движения потока; $\bar{\tau}$ – единичный вектор, находящийся в плоскости, касательной к границе и совпадающий по направлению с касательной составляющей вектора скорости; $\bar{\theta} = \bar{n} \times \bar{\tau}$.

Пористость имеет смысл среднего относительного проходного сечения или, иными словами, средней относительной площади поперечного сечения струй фильтрующегося потока. На формирование этих струй, на их осредненные параметры в выделенном сечении слоя доминирующее влияние оказывает структура сравнительно тонкой части засыпки, непосредственно прилегающей к сечению со стороны набегающего потока. Поэтому на границе слоя, где существует некоторая неопределенность значения ε , примем

$$\varepsilon = \varepsilon|_{n=0}.$$

В предельном случае, когда толщина области W стремится к нулю, из интегрального уравнения неразрывности (21) получим следующее условие сопряжения:

$$\varepsilon|_{n=0} \rho_1 V_{1n} = \rho_2 V_{2n}. \quad (22)$$

С помощью единичной функции $U_-(\cdot)$ пористость внутри переходной области опишем ступенчатым выражением

$$\varepsilon = \varepsilon|_{n=0} + (1 - \varepsilon|_{n=0}) U_-(n). \quad (23)$$

После подстановки (23) в подынтегральную функцию второго интеграла равенства (20) получим

$$\begin{aligned} & \iint_{\Sigma} \varepsilon (\rho V_j V_k + P \delta_{jk}) \delta \Sigma_k - (1 - \varepsilon|_{n=0}) \Sigma_n \delta_{nj} \int_{-a}^a \delta_-(n) P(n) \delta n + \\ & + \iiint_W \left(V_j \frac{\partial (\varepsilon \rho)}{\partial t} - \varepsilon \frac{\partial \sigma_{jk}}{\partial x_k} - \varepsilon \rho g_j \right) \delta W = 0, \end{aligned} \quad (24)$$

где a – половина толщины переходной области, $\delta_-(\cdot)$ – асимметричная функция Дирака.

Уравнение (24) спроектируем на оси n, τ, θ . Затем, перейдя к предельному случаю ($a \rightarrow 0$) и воспользовавшись соотношением (22), установим остальные условия сопряжения:

$$P_1 - P_2 = \rho_2 V_{2n} (V_{2n} - V_{1n}); \quad (25)$$

$$V_{1\tau} = V_{2\tau}; \quad V_{1\theta} = V_{2\theta} \triangleq 0. \quad (26)$$

Визуализация движения теплоносителя вблизи входа в топливный слой свидетельствует о плавном характере течения в этой области [22]. Данное обстоятельство вынуждает отказаться от интегральных уравнений и связь между гидродинамическими параметрами потока по обе стороны границы слоя определить с помощью дифференциальных уравнений (2), (6), предполагающих постепенное изменение в переходной области как характеристик потока, так и самой геометрии гидравлического тракта.

Из уравнения неразрывности (2) обычным способом получим условие сопряжения для нормальной составляющей вектора скорости, схожее с выражением (22),

$$\rho_1 V_{1n} = \varepsilon|_{n=+0} \rho_2 V_{2n}. \quad (27)$$

Уравнение движения (6) для переходной области запишем в инвариантной форме Громека – Ламба:

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} + \frac{1}{2} \nabla |\vec{V}|^2 + \vec{\omega} \times \vec{V} + \frac{1}{\rho} \nabla P - \frac{1}{\rho} \text{Div} \vec{\sigma} - \vec{g} = 0; \quad (28)$$

$$\vec{\omega} \triangleq \text{rot} \vec{V}.$$

Умножив выражение (28) на единичный вектор $\vec{V}/|\vec{V}|$, получим следующее равенство:

$$\frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial l} |\vec{V}|^2 + \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial l} = \frac{\vec{V}}{|\vec{V}|} \left(\frac{\text{Div} \vec{\sigma}}{\rho} + \vec{g} \right) - \frac{\partial |\vec{V}|}{\partial t}, \quad (29)$$

где dl – дифференциал траектории движения теплоносителя в переходной области.

При плавном изменении параметров потока в переходной области, которой моделируется граница слоя и толщина которой стремится к нулю, процесс пересечения границы идет с постоянной теплоемкостью, то есть является политропическим. В этом случае из (29) при предельном переходе $a \rightarrow 0$ найдем условие сопряжения для давления теплоносителя:

$$\left(\frac{P}{\rho} \right)_1 - \left(\frac{P}{\rho} \right)_2 = \frac{1-\gamma}{2\gamma} (|\vec{V}_1|^2 - |\vec{V}_2|^2), \quad (30)$$

где γ – показатель политропы.

При теплосъеме несжимаемой жидкостью на основании (29) получим условие сопряжения для функции Бернулли $H = P/\rho + |\vec{V}|^2/2$:

$$H_1 - H_2 = 0. \quad (31)$$

Что же касается условий сопряжения для V_τ и V_θ , то они идентичны условиям на выходе теплоносителя из топливного слоя (26). Действительно, наличие скачка значений касательных составляющих скорости на поверхностях переходной области при стремлении к нулю ее толщины привело бы к сингулярности величины вихря на границе слоя и, соответственно, к бесконечности третьего слагаемого в уравнении (28). Поскольку остальные слагаемые в (28) конечны, то справедливость этого уравнения позволяет считать условия сопряжения для компонент скорости V_τ и V_θ на входе и выходе потока из топливного слоя одинаковыми.

Отметим, что при фильтрации несжимаемой жидкости на выходе из топливного слоя функция Бернулли терпит разрыв:

$$H_1 - H_2 = \frac{|\vec{V}_1|^2}{2} - \frac{|\vec{V}_2|^2}{2} + V_{2n}^2 - V_{2n} V_{1n}. \quad (32)$$

Условие (32) получено в результате замены переменной P на H в выражении (25).

Поскольку функция Бернулли представляет собой полную механическую энергию, то можно сделать вывод о том, что возникшее в результате скачкообразного изменения геометрии гидравлического тракта дополнительное вихреобразование приводит к диссипации механической энергии за счет внутреннего трения в жидкости. Механизм этой диссипации идентичен механизму необратимых потерь энергии при течении в канале с внезапным расширением проходного сечения [30].

Заключение. Построенный тензор межфазного взаимодействия является с физической и математической точек зрения псевдоаналогом тензора напряжений в жидкости. Введение его в математическую структуру модели скоростной фильтрации придало последней форму, схожую с формой уравнений динамики вязкой жидкости. Это позволило определить условия сопряжения гидродинамических параметров потока на границе топливного слоя и «сшить» уравнения фильтрации и движения вязкой жидкости. Данная шивка открывает возможность построения качественно новых многомерных моделей термогидродинамики сборок с микротвэлами – моделей с высокой степенью адекватности.

Очень важно, что отмеченная выше структурная схожесть уравнений допускает формальное распространение уравнений динамики сплошной среды на весь гидравлический тракт тепловыделяющей сборки, включая топливный слой, распределительный и отводной каналы. В этом случае для решения задач по термогидродинамике сборок с микротвэлами можно использовать хорошо развитый математический аппарат, разработанный для широкого спектра задач механики жидкости и газа.

Полученные условия сопряжения требуют коррективы моделирования теплосъема в сборках с микротвэлами. Члены, описывающие кинетическую энергию потока с обеих сторон границы топливного слоя, должны иметь одинаковый порядок малости, что обеспечит единственность решения термогидродинамических задач, в том числе и связанных с исследованиями устойчивости фильтрации в ограниченном слое при различного рода возмущениях объемного тепловыделения. Условия сопряжения позволяют также описать поведение вихря на границе слоя и приступить к моделированию турбулентности на проницаемых стенках распределительного и отводного каналов с учетом эффекта вихреобразования.

Как следует из результатов выкладок, силы инерции доминируют на входе и выходе потока из слоя, в результате чего поток теплоносителя на проницаемой границе топливного слоя преломляется. При входе за счет ускорения поток разворачивается в сторону нормали к границе слоя, при выходе – в сторону касательной. Учет этого эффекта при проектировании тепловыделяющей сборки с микротвэлами позволит получить контуры топливного слоя, выгодные с точки зрения как теплофизики, так и нейтронной физики.

Список использованных источников

1. Пономарев-Степной, Н. Микротвэлами против ядерных катастроф и терроризма [Электронный ресурс] / Н. Пономарев-Степной, Е. Гришанин, Н. Кухаркин // Промышл. ведомости. – 2001. – № 18 (29). – Режим доступа: http://www.promved.ru/oct_2001_04.shtml. – Дата доступа: 18.04.2016.
2. Гришанин, Е. И. Антитеррористическое топливо для АЭС / Е. И. Гришанин // Атом. стратегия. – 2007. – № 29. – С. 15.
3. Ахрамович, А. П. О работоспособности реактора с микротвэлами. Анализ организации теплосъема в активных зонах / А. П. Ахрамович, И. В. Войтов, В. П. Колос // Изв. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2016. – № 3. – С. 77–86.
4. Гольдштик, М. А. Процессы переноса в зернистом слое / М. А. Гольдштик. – Новосибирск: Изд-во Ин-та теплофизики СО РАН, 2005. – 358 с.
5. Жаворонков, Н. М. Гидравлические основы скрубберного процесса и теплопередача в скрубберах / Н. М. Жаворонков. – М.: Совет. наука, 1944. – 224 с.
6. Лейбензон, Л. С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде / Л. С. Лейбензон. – М.: Гостехиздат, 1947. – 244 с.
7. Аэров, М. Э. Гидравлические и тепловые основы работы аппаратов со стационарным и кипящим слоем / М. Э. Аэров, О. М. Тодес. – Л.: Химия, 1968. – 510 с.
8. Аэров, М. Э. Аппараты со стационарным зернистым слоем / М. Э. Аэров, О. М. Тодес, Д. А. Наринский. – Л.: Химия, 1979. – 176 с.
9. Богоявленский, Р. Г. Гидродинамика и теплообмен в высокотемпературных ядерных реакторах с шаровыми твэлами / Р. Г. Богоявленский. – М.: Атомиздат, 1978. – 112 с.

10. Бердичевский, В. Л. Вариационные принципы механики сплошной среды / В. Л. Бердичевский. – М.: Наука, 1983. – 482 с.
11. Нигматуллин, Р. И. Основы механики гетерогенных сред / Р. И. Нигматуллин. – М.: Наука, 1978. – 336 с.
12. Бувич, Ю. А. О переносе тепла и массы в дисперсной среде / Ю. А. Бувич, Ю. А. Корнеев // Журн. приклад. механики и техн. физики. – 1974. – № 4. – С. 79–82.
13. Бородуля, В. А. О каркасной проводимости зернистых систем / В. А. Бородуля, Ю. А. Бувич // Инж.-физ. журн. – 1977. – Т. 32, № 2. – С. 275–279.
14. Бувич, Ю. А. Фильтрация жидкости в среде со случайной пористостью / Ю. А. Бувич, А. И. Леонов // Изв. АН СССР. Сер. Механика жидкости и газа. – 1967. – № 6. – С. 167–171.
15. Бувич, Ю. А. Континуальная механика монодисперсных суспензий. Уравнения сохранения / Ю. А. Бувич, И. Н. Щелчкова. – Новосибирск: Ин-т проблем механики АН СССР, 1976. – 57 с. – (Препринт / Ин-т проблем механики АН СССР ; № 72).
16. Gray, W. G. On the general equations for flow in porous media and their reduction to Darcy's law / W. G. Gray, K. O'Neill // Water Resources Research. – 1976. – Vol. 12, iss. 2. – P. 148–154.
17. Сегаль, М. Д. Постановка задачи расчета полей скорости, температуры и давления в гидравлическом тракте реактора / М. Д. Сегаль, Л. П. Смирнов. – М.: Ин-т атом. энергии, 1977. – 8 с. – (Препринт / Ин-т атом. энергии ; № 2924).
18. Смирнов, Л. П. Математическая модель расчета полей скорости, температуры и давления в гидравлическом тракте реактора с пористой энерговыделяющей средой / Л. П. Смирнов, М. Д. Сегаль. – М.: Ин-т атом. энергии, 1978. – 8 с. – (Препринт / Ин-т атом. энергии ; № 3049).
19. Колос, В. П. Организация безотрывного продольно-поперечного течения жидкости в кольцевом плотном слое / В. П. Колос, В. Н. Сорокин // Докл. АН БССР. – 1986. – Т. 30, № 1. – С. 51–54.
20. Колос, В. П. Двумерная модель безотрывного продольно-поперечного движения жидкости в кольцевом тепловыделяющем слое / В. П. Колос, В. Н. Сорокин // Изв. АН БССР. Сер. Физ.-энерг. наук. – 1986. – № 4. – С. 36–44.
21. Ахрамович, А. П. Продольно-поперечная фильтрация жидкости в кольцевом тепловыделяющем слое / А. П. Ахрамович, В. П. Колос, В. Н. Сорокин // Инж.-физ. журн. – 1987. – Т. 52, № 5. – С. 756–765.
22. Деменок, С. Л. Визуализация течения жидкости в каналах / С. Л. Деменок, В. В. Медведев, С. М. Сивуха. – СПб.: Страта, 2014. – 134 с.
23. Комов, А. Т. Численное моделирование процессов гидродинамики и теплообмена в тепловыделяющей сборке с микротвэлами / А. Т. Комов, Е. В. Бочарова, Ю. Н. Токарев // Вестн. Моск. энергет. ин-та. – 2009. – № 2. – С. 43–47.
24. Меламед, Л. Э. FEMLAB и ANSYS в расчетах гидродинамики атомных реакторов, или Научно-практический рассказ о том, как приспособить «тяжелые» пакеты для решения задач одного тяжелого класса / Л. Э. Меламед // Exponenta Pro. – 2004. – № 2 (6). – С. 18–21.
25. Сморгчов, Ю. В. Численное моделирование гидродинамики и теплообмена в шаровых засыпках / Ю. В. Сморгчов, А. В. Дедов // Соврем. наука: исследования, идеи, результаты, технологии. – 2013. – № 1 (12). – С. 62–67.
26. Схоутен, Я. А. Тензорный анализ для физиков / Я. А. Схоутен. – М.: Наука, 1965. – 456 с.
27. Кутателадзе, С. С. Справочник по теплопередаче / С. С. Кутателадзе, В. М. Боришанский. – М.; Л.: Госэнергоиздат, 1959. – 414 с.
28. Аверкиев, М. В. Исследование теплообмена и гидравлического сопротивления при течении воздуха в трубах с шаровой насадкой / М. В. Аверкиев, Е. Ф. Ратников // Хим. и нефтехим. машиностроение. – 1975. – № 10. – С. 24–25.
29. Чечеткин, А. В. Высокотемпературные теплоносители / А. В. Чечеткин. – М.: Энергия, 1971. – 496 с.
30. Бэтчелор, Дж. Введение в динамику жидкости / Дж. Бэтчелор. – М.: Мир, 1973. – 760 с.

References

1. Ponomarev-Stepnoy N., Grishanin E., Kuharkin N. Micro fuel particles against nuclear disasters and terrorism. *Pro-myshlennye vedomosti* [Industry news], 2001, no. 18 (29). Available at http://www.promved.ru/oct_2001_04.shtml. (accessed 18 April 2016) (in Russian).
2. Grishanin E. Antiterrorist fuel for nuclear power plants. *Atomnaya strategiya* [Nuclear strategy], 2007, no. 29, p. 15 (in Russian).
3. Akhramovich A. P., Voytov I. V., Kolos V. P On the performance of the reactor with micro fuel. Heat removal organization analysis in the active zones. *Vestsi Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2016, no. 3, pp. 77–86 (in Russian).
4. Goldstick M. A *Transfer processes in a granular layer*. Novosibirsk, Publishing house of the Institute of Thermophysics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 2005. 358 p. (in Russian).
5. Zhavoronkov N. M. *Hydraulic principles of the scrubbing process and heat transfer in scrubbers*. Moscow, Sovetskaya nauka Publ., 1944. 224 p. (in Russian).
6. Leybenzon L. S. *The movement of natural liquids and gases in a porous medium*. Moscow, Gostehizdat Publ., 1947. 244 p. (in Russian).
7. Aerov M. E., Todes O. M. *Hydraulic and thermal fundamentals of the operation of apparatuses with stationary and boiling beds*. Leningrad, Khimiya Publ., 1968. 510 p. (in Russian).
8. Aerov M. E., Todes O. M., Narinskii D. A. *Devices with a stationary granular layer*. Leningrad, Khimiya Publ., 1979. 176 p. (in Russian).

9. Bogoyavlenskiy R. G. *Hydrodynamics and heat transfer in high temperature nuclear reactors with spherical fuel elements*. Moscow, Atomizdat Publ., 1978. 112 p. (in Russian).
10. Berdichevsky V. L. *Variational principles of continuum mechanics*. Moscow, Nauka Publ., 1983. 482 p. (in Russian).
11. Nigmatulin R. I. *Foundations of the mechanics of heterogeneous media*. Moscow, Nauka Publ., 1978. 336 p. (in Russian).
12. Buevich Yu. A., Korneev Yu. A. On heat and mass transfer in a dispersive medium. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 1974, vol. 15, no. 4, pp. 500–506. Doi: 10.1007/bf00864728
13. Borodulya V. A., Buevich Yu. A. On the frame conductivity of granular systems. *Journal of Engineering Physics*, 1977, vol. 32, no. 2, pp. 168–174. Doi: 10.1007/bf00858505
14. Buevich Yu. A., Leonov A. I. Fluid filtration in a medium with random porosity. *Fluid Dynamics*, 1967, vol. 2, no. 6, pp. 116–120. Doi: 10.1007/BF01013730
15. Buevich Yu. A., Shchelchkova I. N. *Continual mechanics of monodisperse suspensions. The equations of conservation*. Novosibirsk, Institute of Problems of Mechanics of the Academy of Sciences of the USSR, 1976, preprint no. 72. 57 p. (in Russian).
16. Gray W. G., O'Neill K. On the general equations for flow in porous media and their reduction to Darcy's law. *Water Resources Research*, 1976, vol. 12, no. 2, pp. 148–154. Doi: 10.1029/wr012i002p00148
17. Segal M. D., Smirnov L. P. *The problem statement for calculating the velocity, temperature and pressure fields in the hydraulic circuit of a nuclear reactor*. Moscow, Institute of Atomic Energy, 1977, preprint no. 2924. 8 p. (in Russian).
18. Smirnov L. P., Segal M. D. *Mathematical model of calculation the velocity, temperature and pressure fields in the hydraulic circuit of the nuclear reactor with a porous fuel medium*. Moscow, Institute of Atomic Energy, 1978, preprint no. 3049. 8 p. (in Russian).
19. Kolos V. P., Sorokin V. N. Organization of unseparated longitudinal and transverse fluid flow in the annular dense bed. *Doklady akademii nauk BSSR* [Doklady of the Academy of Sciences of BSSR], 1986, vol. 30, no. 1, pp. 51–54 (in Russian).
20. Kolos V. P., Sorokin V. N. Two-dimensional model of unseparated longitudinal and transverse fluid motion in the annular heat-releasing bed. *Izvestiya akademii nauk BSSR. Seriya fiziko-energeticheskikh nauk* [Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Series of physical-energy science], 1986, no. 4, pp. 36–44 (in Russian).
21. Akhramovich A. P., Kolos V. P., Sorokin V. N. Longitudinal and transverse fluid filtration in the annular heat-releasing bed. *Journal of Engineering Physics*, 1987, vol. 52, no. 5, pp. 547–555. Doi: 10.1007/bf00873308
22. Demenok S. L., Medvedev V. V., Sivuha S. M. *Visualization of fluid flow in channels*. Sankt Petersburg, Strata Publ., 2014. 134 p. (in Russian).
23. Komov A. T., Bocharova E. V., Tokarev J. N. Numerical simulation of hydrodynamics and heat transfer in a heat-releasing assembly with micro fuel elements. *Vestnic Moskovskogo energeticheskogo instituta* [MPEI Vestnik], 2009, no. 2, pp. 43–47 (in Russian).
24. Melamed L. E. Using FEMLAB and ANSYS in calculations of of nuclear reactor hydrodynamics, or a scientific and practical story on how to adapt “heavy” packages to solve heavy class problems. *Exponenta Pro*, 2004, no. 2 (6), pp. 18–21 (in Russian).
25. Smorchkov J. V., Dedov A. V. Numerical simulation of hydrodynamics and heat transfer in the bed of spherical particles. *Sovremennaya nauka: issledovaniya, idei, rezul'taty, tekhnologii* [Modern Science: actual problems of theory and practice], 2013, no. 1 (12), pp. 62–67 (in Russian).
26. Schouten J. A. *Tensor analysis for physicists*. Moscow, Nauka Publ., 1965. 456 p. (in Russian).
27. Kutateladze S. S., Borishanskii V. M. *Handbook on heat transfer*. Moscow, Leningrad, Gosenergoizdat Publ., 1959. 414 p. (in Russian).
28. Averkiev M. V., Ratnikov E. F. Heat-exchange and hydraulic resistance in the flow of air in tubes having bead packing. *Chemical and Petroleum Engineering*, 1975, vol. 11, no. 10, pp. 912–914. Doi: 10.1007/BF01150355
29. Chechetkin A. V. *High temperature coolant*. Moscow, Energiya Publ., 1971. 496 p. (in Russian).
30. Batchelor G. *An introduction to fluid dynamics*. Cambridge University Press, 2000. 615 p. Doi: 10.1017/CBO9780511800955

Информация об авторах

Ахрамович Александр Павлович – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, Институт энергетики Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая, 15, корп. 2, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: ahr@bas-net.by

Войтов Игорь Витальевич – доктор технических наук, ректор, Белорусский государственный технологический университет (ул. Свердлова, 13а, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: rektor@belstu.by

Колос Валерий Павлович – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник, Институт энергетики Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая, 15, корп. 2, 220072, Минск, Республика Беларусь).

Information about the authors

Akhramovich Aliaksandr Pavlovich – Ph. D. (Engineering), Leading Researcher, Institute of Power Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (15, Akademicheskaya Str., building 2, 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: ahr@bas-net.by

Voitov Igor Vitalievich – D. Sc. (Engineering), Rector, Belorussian State Technological University (13a, Sverdlov Str., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: rektor@belstn.by

Kolos Valery Pavlovich – D. Sc. (Physics and Mathematics), Main Researcher, Institute of Power Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (15, Akademicheskaya Str., building 2, 220072, Minsk, Republic of Belarus).

Для цитирования

Ахрамович, А. П. Динамическая модель скоростной фильтрации теплоносителя в слое микровзлов / А. П. Ахрамович, И. В. Войтов, В. П. Колос // Вес. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 104–115.

For citation

Akhramovich A. P., Voitov I. V., Kolos V. P. Dynamic model of rapid coolant filtration through a bed of micro fuel particles *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnych navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no 2, pp. 104–115 (in Russian).

ДИАГНОСТИКА И БЕЗОПАСНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ СИСТЕМ

DIAGNOSTICS AND SAFETY OF TECHNICAL AND ENVIRONMENT SYSTEMS

УДК 677.072.6-037.4

Поступила в редакцию 30.03.2017

Received 30.03.2017

В. И. Ольшанский¹, В. П. Довыденкова¹, А. Ф. Худолеев², Н. М. Дмитракович³

¹*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

²*Министерство по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь, Минск, Беларусь*

³*Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям
Республики Беларусь, Минск, Беларусь*

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ПОЛИМЕРНОЙ КОМПОЗИЦИИ И ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ДЛЯ ТЕРМОГЕРМЕТИЗАЦИИ СПЕЦИАЛЬНОЙ ЗАЩИТНОЙ ОДЕЖДЫ ПОЖАРНЫХ

В настоящее время при изготовлении специальной защитной одежды пожарных широко используются огнестойкие металлизированные материалы. Однако применение традиционных способов скрепления деталей из огнестойких металлизированных материалов с пленочным покрытием способствует формированию соединений с низкими эксплуатационными и теплофизическими показателями. Соответственно возникает необходимость создания технологических решений, обеспечивающих выпуск качественных, надежных в эксплуатации образцов специальной защитной одежды пожарных, изготавливаемой из огнестойких металлизированных материалов. В данной статье изложены основные методологические подходы, использованные при оптимизации состава термогерметирующей композиции и параметров технологического процесса, выбранных для реализации оригинальной технологии термогерметизации и упрочнения узлов и соединений специальной защитной одежды пожарных от повышенных тепловых воздействий.

Для решения поставленной задачи использованы методы математического планирования многофакторного эксперимента и симплекс-планирования. В качестве варьируемых факторов выбраны расход полимерной композиции, масса антипирена, время и температура контактной сушки. Критериями оптимизации явились показатели «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» и «Кислородный индекс». Определено рациональное сочетание компонентов термогерметирующей композиции и параметров технологического процесса для получения прочных, огнестойких соединений деталей специальной защитной одежды пожарных. Разработанная рецептура термогерметирующей композиции и параметры технологического процесса апробированы в производстве при изготовлении фрагментов теплозащитных костюмов пожарных.

Ключевые слова: огнестойкий металлизированный материал, защитная одежда, технология, многофакторный эксперимент, оптимизация

V. I. Olshansky¹, V. P. Dovydenkova¹, A. F. Hudoleev³, N. M. Dmitrakovich²

¹*Vitebsk State Technological University, Vitebsk, Belarus,*

²*Emergency Situations Ministry of the Republic of Belarus, Minsk, Belarus,*

³*University of Civil Protection of the Ministry for Emergency Situations of the Republic of Belarus, Minsk, Belarus*

OPTIMIZATION OF A MIXTURE OF POLYMERIC COMPOSITION AND PARAMETERS OF TECHNOLOGICAL PROCESS FOR THERMO-SEALING OF SPECIAL PROTECTIVE CLOTHES FOR FIREMAN

Now broad application at production of special protective clothes of firefighters is found by the metallized materials steady against influence of fire and high temperatures and thermal streams. Application of traditional ways of a fastening of details from the metallized materials with a film covering, steady against influence of fire, high temperature and thermal streams, promotes formation of connections with low operational and heat-physical characteristics. There is a need for creation of technology solutions providing release of qualitative, reliable samples of special protective clothes for firefighters, made from heat- and fire-resistant metallized materials. Main methodological approaches used at optimization of structure

of the thermo-sealing composition and parameters of technological process chosen for realization of original technology of thermo-sealing and hardening of knots and connections of special protective firefighter's clothes from increased thermal influences are stated. The objective is solved with use of methods of mathematical planning of a multifactor experiment and a simplex planning. The expense of polymeric composition, mass of fire-retarding agent, time and temperature of contact drying are chosen as the varied factors. The indicators "Explosive loading at stretching perpendicular to a seam" and "An oxygen index" are the criteria of optimization. The rational combination of the components of the thermo-sealing composition and the parameters of the technological process for obtaining strong, fire-resistant joints details of special protective firefighter's clothing is determined. The developed recipe of the thermo-sealing composition and the parameters of the technological process have been tested at production of fragments of heat-shielding firemen's suits.

Keywords: metallized materials, steady against influence of fire, high temperatures and thermal streams, protective clothes, technology, multifactor experiment, optimization

Введение. В настоящее время расширение ассортимента одежды пожарных специальной защитной от повышенных тепловых воздействий (далее ОСЗ ПТВ) связано с появлением на мировом рынке новых и перспективных видов металлизированных огнестойких материалов с высоким коэффициентом отражения. Данные материалы представляют собой тканую основу из стекло- или кремнеземных волокон, дублированную плоской гибкой полимерной пленкой с нанесенным металлизированным покрытием различной толщины [1].

Основным способом скрепления деталей из металлизированных огнестойких материалов является ниточное соединение. При стачивании деталей на универсальных швейных машинах происходит перфорация металлизированного пленочного покрытия, являющегося связующим звеном в структуре огнестойкого материала. Образующиеся в результате перфорирования поры способствуют прохождению теплоты и повышению температуры в местах соединения деталей, вызывают смещение нитей тканой основы под воздействием внешних сил. Ввиду недостаточного тангенциального сопротивления нитей тканой основы взаимному перемещению (низкого трения между нитями основы и утка) происходит повышенная раздвигаемость ниточных соединений, которая является источником разрушения швов при механических воздействиях.

Поэтому возникает необходимость создания технологических решений, обеспечивающих упрочнение тканой основы и блокирование образующихся в процессе стачивания пор с использованием термогерметизирующих полимерных композиций.

Целью данной работы является оптимизация состава термогерметизирующей композиции и параметров технологического процесса, выбранных для реализации разработанной технологии термогерметизации и упрочнения узлов и соединений ОСЗ ПТВ.

Обсуждение физики процессов, лежащих в основе достижения поставленной цели. В работах К. И. Корицкого [2] предложено определять нагрузку испытываемой пробы ($P_{p.t.}$) по формуле

$$P_{p.t.} = (P_{p.n.} + F) \Pi \eta \cos \beta, \quad (1)$$

где $P_{p.n.}$ – разрывная нагрузка нити в свободном состоянии, Н; F – нагрузка, обусловленная действием сил трения и уменьшением длины скольжения волокон, Н; β – угол наклона нитей к линии приложения растягивающей силы в момент разрыва, град; η – коэффициент неоднородности нитей по разрывной нагрузке, равный 0,85; Π – число нитей в сечении полоски ткани.

Величина F зависит от трения нитей, силы нормального давления и прогиба нити и рассчитывается по формуле

$$F = \mu P_{p.n.} \sin \beta h, \quad (2)$$

где μ – коэффициент трения нитей; $P_{p.n.} \sin \beta h$ – сила нормального давления на одну нить растягиваемой системы, Н; h – величина, пропорциональная прогибу нити.

Анализ формулы (2) позволяет установить, что при уменьшении значения коэффициента трения нити тканой основы легче выскальзывают из среза и смещаются в ткани. Чем больше площадь поверхности контакта нитей основы с нитями утка, тем больше поверхность, на которой развивается трение. С увеличением числа нитей тканой основы на 10 см и уменьшением длины перекрытий растет коэффициент связанности ткани и уменьшается возможность смещения и осыпания нитей.

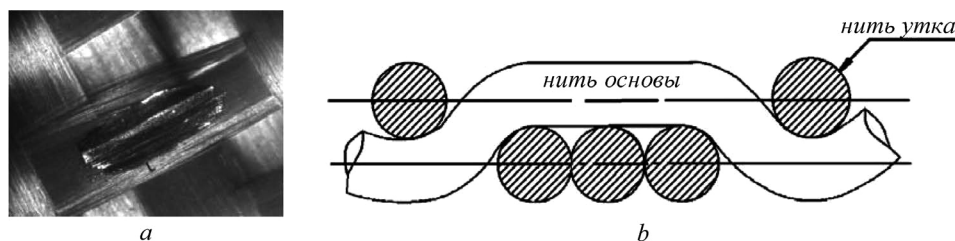


Рис. 1. Внешний вид и структура тканой основы огнестойкого металлизированного материала: *a* – внешний вид тканой основы; *b* – строение тканой основы в направлении нитей основы

Fig. 1. Appearance and structure of a woven basis of metallized material, steady against influence of fire and high temperatures: *a* – appearance of the woven basis; *b* – structure of a woven basis in the direction of basis threads

Рассмотрим структуру тканой основы огнестойкого металлизированного материала торговой марки «Alpfa-Maritex» (артикул 3025/9682), преимущественно используемого при изготовлении теплозащитных костюмов пожарных. Схематично строение тканой основы данного материала в направлении нитей основы представлено на рис. 1.

Уменьшение площади контакта нитей основы и утка приводит к уменьшению коэффициента связанности тканой основы, а также площади поверхности, на которой развивается трение. Дополнительная обработка поверхности стекловолокна замасливателями и шликтой, предусмотренная технологическим процессом его получения, приводит к снижению коэффициента трения с 0,7 до 0,3.

Следовательно, при использовании ниточного способа скрепления перфорация металлизированного пленочного покрытия приводит к формированию соединений деталей с низкой прочностью на разрыв, которые не могут противостоять циклически повторяющимся растягивающим усилиям, возникающим в процессе изготовления (выполнение операций стачивания, многократного вывертывания и т. п.) и первичной эксплуатации ОСЗ ПТВ. Для получения качественных, надежных в эксплуатации соединений должна применяться специальная технология, использующая полимерные композиции для упрочнения тканой основы путем увеличения коэффициента трения нитей, связанности нитей основы и утка.

Материалы и методы исследования. Основным требованием при выборе компонентов термогерметизирующей композиции является устойчивость к воздействию высоких температур и интенсивных тепловых потоков, что продиктовано условиями эксплуатации ОСЗ ПТВ. Авторами установлено, что в зоне перфорирования происходит не только повышение температуры, но и распространение теплового потока в радиальном направлении, что подтверждено экспериментально [3]. Проведенные предварительные исследования позволили определить ширину нанесения термогерметизирующей композиции, разработать устройство для ее подачи в околошовную зону. Доказано, что показатели «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» и «Кислородный индекс», определяющие прочность швов и устойчивость соединений готовых изделий к открытому пламени, существенно зависят от процентного содержания используемых компонентов и расхода термогерметизирующей композиции [4].

Таким образом, возникает необходимость решения компромиссной задачи, заключающейся в рациональном сочетании компонентов термогерметизирующей композиции (массовой доли антипирирующего агента, загустителя) и параметров технологического процесса.

Объектом исследования являлись образцы огнестойкого материала «Alpfa-Maritex» (волокнистый состав – стекловолокно, 100 %; поверхностная плотность – 460 ± 10 г/м²) с фрагментами термогерметичных и упрочненных стачных швов, полученных с использованием технологии локального нанесения термогерметизирующей композиции на припуск шва после раскроя и ниточного скрепления. В качестве материала полимерной основы термогерметизирующей композиции выбрана полиуретановая дисперсия «Аппретан N[®] 52291fl».

Для получения уравнений регрессии, устанавливающих влияние процентного содержания компонентов термогерметизирующей композиции и параметров технологического процесса на основные свойства термогерметичных и упрочненных соединений ОСЗ ПТВ, проводились экс-

периментальные исследования методом математического планирования многофакторного эксперимента.

В качестве входных приняты следующие факторы: X_1 – расход полимерной композиции при $S_{герм.} = 0,77 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2, \text{ г/м}^2$; X_2 – масса антипирена на 10 масс. ч. полиуретановой дисперсии «Аппретан N[®] 52291fl», г; X_3 – время контактной сушки, с; X_4 – температура контактной сушки, °С.

В качестве критериев оптимизации утверждены следующие показатели: Y_1 – разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву, Н; Y_2 – кислородный индекс, об.%.
Показатель «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» включен в нормативные документы и определяет качество соединений готовых изделий. Показатель «Кислородный индекс», регламентируемый СТБ 1972-2009, определяет пожарную опасность материалов и является основным показателем горючести твердых полимерных композиций.

Для проведения экспериментальных исследований и оценки точности предполагаемой регрессионной многофакторной модели второго порядка рекомендуется использовать D – оптимальные планы. Для четырехфакторного эксперимента следует применить симметричный план B_4 , который близок по свойствам к D – оптимальному плану, но содержит меньшее число опытов [5]. Уровни и интервалы варьирования, определенные с учетом проведенных предварительных исследований процесса термогерметизации и упрочнения соединений деталей ОСЗ ПТВ, приведены в табл. 1.

Таблица 1. Входные факторы, уровни и интервалы варьирования
Table 1. Entrance factors, levels and intervals of variation

Наименование фактора	Обозначение фактора	Уровень варьирования			Интервал варьирования, Δ
		-1	0	+1	
Расход полимерной композиции при $S_{герм.} = 0,77 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2, \text{ г/м}^2$	X_1	0,14	0,30	0,46	0,16
Масса антипирена на 10 масс. ч. полиуретановой дисперсии, г	X_2	4	5	6	1
Время контактной сушки, с	X_3	10	20	30	10
Температура контактной сушки, °С	X_4	130	150	170	20

Запланированный эксперимент проведен в лабораторных условиях учреждения «Научно-исследовательский центр Витебского областного управления Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь», кафедры «Конструирование и технология одежды» Витебского государственного технологического университета, кафедры «Управление защитой от чрезвычайных ситуаций» Университета гражданской защиты МЧС Республики Беларусь.

Значения показателей «Кислородный индекс» и «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» определялись в соответствии с СТБ 1972-2009, ГОСТ 28073-89, ГОСТ 12.1.044. По каждому опыту получено и испытано по 7 образцов с термогерметичными и упрочненными соединениями. Для всех образцов использовался комбинированный способ сушки. Время конвективной сушки в каждом из экспериментов равнялось 10 ± 1 с, температура конвективной сушки – 125 ± 5 °С. Динамическая вязкость разработанной полимерной композиции составляла $2,74 \pm 0,15$ кПа·с и в каждом из опытов являлась постоянной величиной.

Результаты и их обсуждение. Обработка результатов эксперимента проводилась на ПЭВМ с использованием программы «STATISTICA 6.0». Математическая зависимость объекта была представлена в виде полинома n -степени, то есть отрезком ряда Тейлора:

$$Y_i = a_0 + \sum_{i=1}^k a_i \cdot x_i + \sum_{\substack{i,j=1 \\ i \neq j}}^k a_{ij} \cdot x_i \cdot x_j + \sum_{\substack{i,j,u=1 \\ i \neq j \neq u}}^k a_{iju} \cdot x_i \cdot x_j \cdot x_u + \sum_{i=1}^k a_{ii} \cdot x_i^2 + \dots, \quad (3)$$

где Y_i – критерий оптимизации; x_i, x_j, x_u – управляемые независимые переменные; $a_0, a_i, a_{ij}, a_{iju}, a_{ii}$ – теоретические коэффициенты регрессии.

Для оценки неизвестных параметров полученных регрессионных зависимостей использовался метод наименьших квадратов. Регрессионная зависимость считалась надежной в случае, если: коэффициент детерминации (R^2) имел значение больше 0,8; коэффициенты уравнения регрессии и его свободный член были значимы по уровню 0,05 (p-level меньше 0,05); стандартная ошибка зависимой переменной по уровню составляла не более 5 % среднего значения зависимой переменной. Коэффициенты регрессионных зависимостей по показателям Y_1 и Y_2 с учетом их значимости представлены в табл. 2, 3.

Таблица 2. Коэффициенты регрессионной зависимости по показателю Y_1 и оценка их значимости.

Модель: $Y_1 = a_0 + a_1 * X_1 + a_2 * X_2 + a_3 * X_3 + a_{14} * X_1^2 + a_{15} * X_2^2$. Коэффициент детерминации $R^2 = 99,852 \%$

Table 2. Coefficients of regression dependence on the indicator Y_1 and an assessment of their importance.

Model: $Y_1 = a_0 + a_1 * X_1 + a_2 * X_2 + a_3 * X_3 + a_{14} * X_1^2 + a_{15} * X_2^2$. Determination coefficient $R^2 = 99,852 \%$

Показатель	Коэффициент					
	a_0	a_1	a_2	a_3	a_{14}	a_{15}
Значение коэффициента	407,111	24,614	-37,037	-1,643	2,316	-2,334
Стандартная ошибка, %	0,7716	0,4043	0,4043	0,4043	0,9724	0,9724
p-level	0,0000	0,0000	0,0000	0,0007	0,0285	0,0274

Таблица 3. Коэффициенты регрессионной зависимости по показателю Y_2 и оценка их значимости.

Модель: $Y_2 = b_0 + b_1 * X_1 + b_2 * X_2 + b_3 * X_3 + b_4 * X_4 + b_9 * X_2 * X_4$. Коэффициент детерминации $R^2 = 99,605 \%$

Table 3. Coefficients of regression dependence on the indicator Y_2 and an assessment of their importance.

Model: $Y_2 = b_0 + b_1 * X_1 + b_2 * X_2 + b_3 * X_3 + b_4 * X_4 + b_9 * X_2 * X_4$. Determination coefficient $R^2 = 99,605 \%$

Показатель	Коэффициент					
	b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	b_9
Значение коэффициента	19,420	0,927	7,017	-5,837	0,856	0,384
Стандартная ошибка, %	0,1185	0,1369	0,1369	0,1369	0,1369	0,1452
p-level	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0164

Полученные математические зависимости исследуемого процесса в кодированных значениях имеют вид:

показатель «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» термогерметичных и упрочненных соединений ОСЗ ПТВ:

$$Y_1 = 407,11 + 24,614X_1 - 37,037X_2 - 1,643X_3 + 2,316X_1^2 - 2,334X_2^2, \quad (4)$$

показатель «Кислородный индекс» термогерметичных и упрочненных соединений ОСЗ ПТВ:

$$Y_2 = 19,420 + 0,927X_1 + 7,017X_2 - 5,837X_3 + 0,8542X_4 + 0,384X_2X_4. \quad (5)$$

Анализ полученных математических зависимостей показал, что особенностью зависимости по критерию оптимизации Y_2 («Кислородный индекс») является существенное влияние коэффициента при показателе X_2 («Масса антипирена»). Он выше остальных коэффициентов и является величиной одинакового порядка с величиной свободного члена, что говорит о том, что критерий оптимизации Y_2 («Кислородный индекс») очень чувствителен к концентрации антипирирующего агента в составе разрабатываемой композиции. Даже незначительное изменение этого фактора оказывает влияние на величину свободного члена, что полностью соответствует действительности. Следовательно, для обеспечения установленного значения по критерию оптимизации Y_2 («Кислородный индекс») необходимо строгое соблюдение рецептуры термогерметизирующей композиции.

Оценка адекватности полученных математических зависимостей была выполнена путем исследования остатков [6]. Результаты исследования остатков проиллюстрированы на рис. 2–5. Анализ графических зависимостей, представленных на рис. 2 и 3, показывает, что остатки по показателям Y_1 и Y_2 достаточно хорошо описываются прямой, соответствующей закону нормального распределения, то есть предположение о нормальном распределении выполнено.

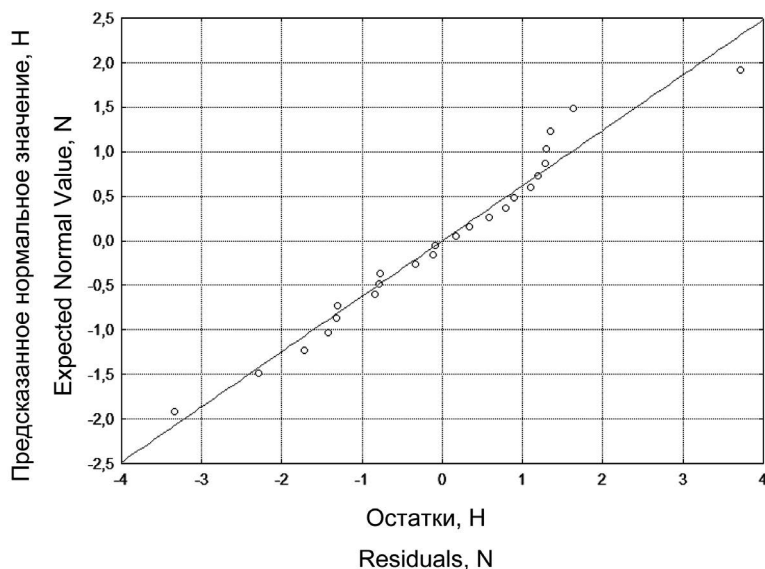


Рис. 2. Нормальный вероятностный график остатков по показателю «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» (Y_1)

Fig. 2. The normal probabilistic graph of the remains on an indicator “Explosive loading at stretching perpendicular to seam” (Y_1)

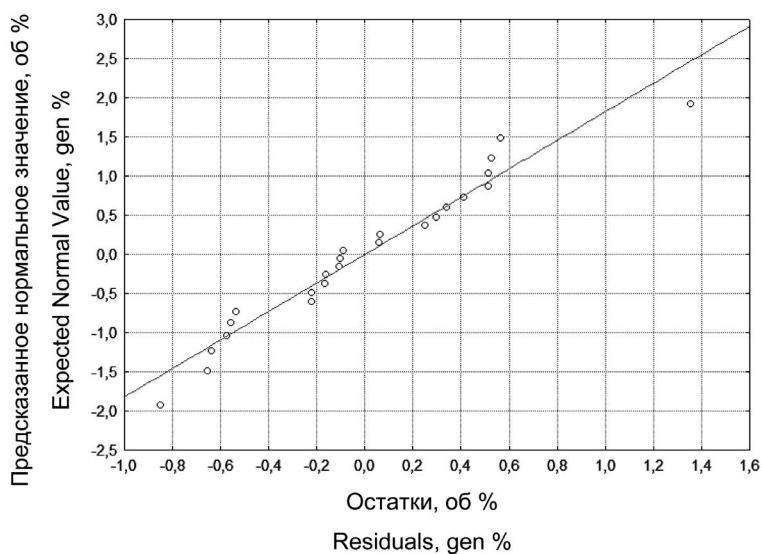


Рис. 3. Нормальный вероятностный график остатков по показателю «Кислородный индекс» (Y_2)

Fig. 3. The normal probabilistic graph of the remains on an indicator “An oxygen index” (Y_2)

Для выявления нестабильности дисперсии ошибки полученных математических зависимостей были исследованы зависимости регрессионных остатков от предсказанных значений показателей Y_1 и Y_2 .

Анализ полученных данных (рис. 4) показал, что остатки по показателю Y_1 хаотично разбросаны относительно прямой, не связаны между собой, следовательно, в их поведении нет закономерности. Графическая зависимость остатков от предсказанных значений по показателю Y_1 не содержит остатков, по абсолютной величине значительно превосходящих все остальные. Отсюда можно заключить, что полученная математическая зависимость по показателю Y_1 адекватно описывает данные.

Остатки по показателю Y_2 (рис. 5) также хаотично разбросаны относительно прямой, не связаны между собой, однако имеют одну выделяющуюся точку.

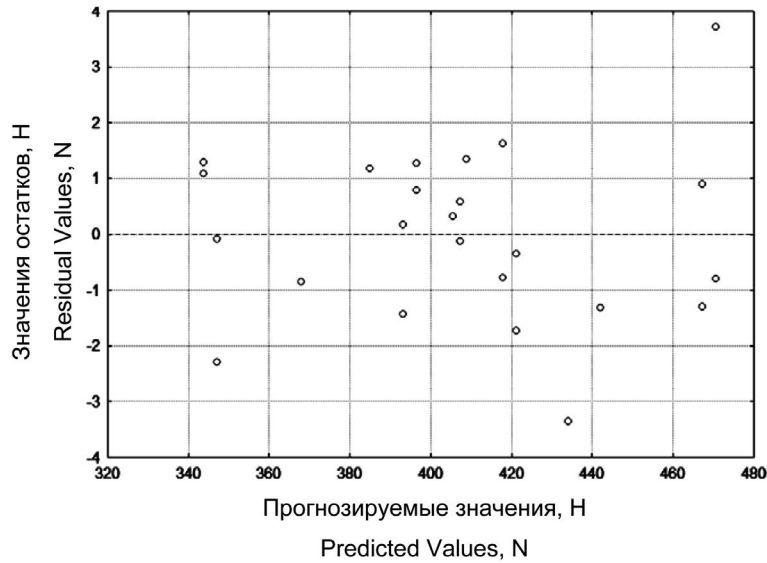


Рис. 4. График остатков в линейной зависимости от предсказанных значений по показателю «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» (Y_1)

Fig. 4. The graph of the remains in linear dependence on the predicted values on an indicator “Explosive loading at stretching perpendicular to seam” (Y_1)

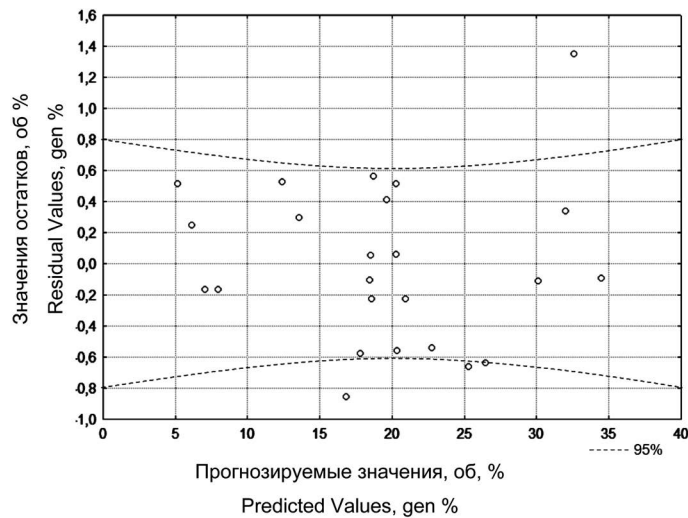


Рис. 5. График остатков в линейной зависимости от предсказанных значений по показателю «Кислородный индекс» (Y_2)

Fig. 5. The graph of the remains in linear dependence on the predicted values on an indicator “An oxygen index” (Y_2)

Анализ характера формы горизонтальной полосы, образуемой остатками по показателю Y_2 , экспериментальных данных и причин возникновения выделяющегося наблюдения позволяет рассматривать полученную зависимость как адекватную. Таким образом, полученные уравнения регрессии (4), (5) адекватны и значимы.

Оптимизация содержания компонентов термогерметизирующей композиции и параметров технологического процесса осуществлялась с помощью программного пакета Maple 9.5 после перехода от кодированных значений к натуральным по известным формулам. Решение системы уравнений (6) выполнено методом симплекс-планирования при следующих условиях и ограничениях (7):

$$\begin{cases} Y_1 = 499,223 + 99,556X_1 - 13,697X_2 - 0,164X_3 + 90,469X_1^2 - 2,334X_2^2 \\ Y_2 = 2,251 + 5,794X_1 + 4,137X_2 - 0,584X_3 - 0,053X_4 + 0,019X_2X_4 \end{cases}, \quad (6)$$

$$\begin{cases} Y_1 \rightarrow \max \\ Y_2 \geq 29 \end{cases} \quad \text{при} \quad \begin{cases} 0,14 \leq X_1 \leq 0,46 \\ 4 \leq X_2 \leq 6 \\ 10 \leq X_3 \leq 30 \\ 130 \leq X_4 \leq 170 \end{cases} \quad (7)$$

Для обеспечения безопасности и исключения горения образцов при воздействии открытого пламени предел ограничения по критерию оптимизации Y_2 выбран больше указанного в СТБ 1972-2009 значения на величину погрешности измерительных приборов, составляющую не более 7 %.

Результаты математической обработки массива данных в среде Maple 9.5 методом симплекс-планирования позволили установить теоретические значения критериев оптимизации и соответствующие значения входных факторов:

$$\begin{cases} Y_{\text{опт}} = 424,95 \pm 21,2 \text{ (Н)} \\ Y_{2\text{опт}} \geq 29 \text{ (об.}\%) \end{cases} \quad \text{при} \quad \begin{cases} X_1 = 0,46 \pm 0,02 \text{ (г/м}^2\text{)} \\ X_2 = 5,28 \pm 0,01 \text{ (г)} \\ X_3 = 10 \pm 1,0 \text{ (с)} \\ X_4 = 170 \pm 8,5 \text{ (}^\circ\text{C)} \end{cases} \quad (8)$$

Таким образом, в диапазоне значений, установленных при планировании эксперимента, оптимальный вариант термогерметизирующей композиции должен содержать: полиуретан «Аппретан N[®] 52291fl»; антипирен – смесь галогенов в фосфатном пластификаторе; загуститель «Printofix Verdicker CNfl».

Пропорциональное соотношение компонентов жидкофазной полимерной композиции следующее: полиуретан/антипирен/загуститель – 100/52,8/1,9.

При этом оптимальными параметрами технологического процесса являются: расход жидкофазной термогерметизирующей композиции при $S_{\text{герм.}} = 0,77 \cdot 10^3 \text{ м}^2$, составляющий $0,46 \pm 0,02 \text{ г/м}^2$; время контактной сушки – $10 \pm 1,0 \text{ с}$ (на 20–25 см шва); температура контактной сушки – $170 \pm 8,5 \text{ }^\circ\text{C}$.

При указанных параметрах значение разрывной нагрузки, приложенной перпендикулярно к шву (критерий оптимизации Y_1), для образцов, направление линии шва которых совпадает с направлением нитей основы, составит $424,95 \pm 21,2 \text{ Н}$, значение кислородного индекса (критерий оптимизации Y_2) – не менее 29,0 об.%.

В итоге проведенных исследований по оптимизации компонентов термогерметизирующей композиции и параметров технологического процесса в производственных условиях получены образцы термогерметичных и упрочненных соединений ОСЗ ПТВ, которые испытаны в лабораторных условиях учреждения «Научно-исследовательский центр Витебского областного управления Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь». Результаты теоретических и экспериментальных исследований согласно протоколам испытаний представлены в табл. 4.

Анализ табл. 4 показывает, что относительная погрешность в значениях теоретических и экспериментальных исследований по показателю «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» для образцов, направление линии шва которых совпадает с направлением нитей основы, составляет менее 1,0 %.

Таблица 4. Результаты теоретических и экспериментальных исследований полученных термогерметичных и упрочненных соединений специальной защитной одежды пожарных (направление линии шва – вдоль нитей основы)

Table 4. Results of theoretical and pilot research of the obtained thermo-sealing and hardening of connections of special protective clothes of firefighters (the direction of the line of a seam – along basis threads)

Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву, Н		Кислородный индекс, об.%		
теоретическое значение	экспериментальное значение	нормативное значение	теоретическое значение	экспериментальное значение
424,95±21,2	425,3	Не менее 27	Не менее 29,0	30,5

Экспериментальное значение показателя «Кислородный индекс» составляет 30,5 об.%, что превышает теоретически установленное значение (не менее 29,0 об.%), создавая запас огнестойкости формируемых термогерметичных и упрочненных соединений не менее 7 %.

Заклучение. Установленные рациональное сочетание компонентов термогерметизирующей композиции и параметры технологического процесса апробированы в условиях РПУП «Униформ» г. Микашевичи при изготовлении фрагментов теплозащитных костюмов пожарных. Экспериментальные исследования полученных термогерметичных и упрочненных соединений, проведенные в лабораторных условиях учреждения «Научно-исследовательский центр Витебского областного управления Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь», показали, что при соблюдении указанного сочетания компонентов и параметров технологического процесса среднее значение показателя «Разрывная нагрузка при растяжении перпендикулярно шву» при направлении линии шва вдоль нитей основы составляет 425,3 Н при среднем значении показателя «Кислородный индекс» – 30,5 об.%, что обеспечивает формирование прочных, огнестойких и надежных в эксплуатации узлов и соединений ОСЗ ПТВ [4].

Список использованных источников

1. Покрытия на текстильные и полимерные материалы Вакуумно-плазменные технологии [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.elcom.biz/services/textile-polymer-cover/>. – Дата доступа: 21.02.2013.
2. Бузов, Б. А. Материаловедение в производстве изделий легкой промышленности (швейное производство) / Б. А. Бузов, Н. Д. Алтыменкова ; под ред. Б. А. Бузова. – М.: Изд. центр «Академия», 2004. – 448 с.
3. Закономерности распределения температуры на внутренней поверхности материала верха специальной защитной одежды пожарных от повышенных тепловых воздействий / В. П. Довыденкова [и др.] // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. В, Промышленность. Прикладные науки. – 2013. – № 11. – С. 116–122.
4. Разработка процесса герметизации мест ниточных соединений деталей специальной защитной одежды пожарных от повышенных тепловых воздействий: Отчет о НИР (заключительный) / УО «ВГТУ»; рук. В. И. Ольшевский. – Витебск, 2014. – 138 с. – № ГР 20130667.
5. Тихомиров, В. Б. Планирование и анализ эксперимента / В. Б. Тихомиров. – М.: Легкая индустрия, 1974. – 262 с.
6. Стукач, О. В. Программный комплекс Statistica в решении задач управления качеством / О. В. Стукач ; Томск. политехн. ун-т. – Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2011. – 163 с.

References

1. Coverings on textile and polymeric materials. Vacuum and plasma technologies. Available at: <http://www.elcom.biz/services/textile-polymer-cover/> (accessed 21 Febr. 2013) (in Russian).
2. Buzov B. A. *Materials science in production of products of light industry (sewing production): the textbook for students of higher educational institutions*. Moscow, Akademiya Publ., 2004. 448 p. (in Russian).
3. Dovydenkova V. P., Ol'shanskii V. I., Dmitrakovich N. M., Mackevich E. V. Regularities of temperature distribution on internal surface of material of top of special protective clothes of firemen due to increased thermal influences. *Vestnik Polockogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya B. Promyshlennost'. Prikladnye nauki* [Bulletin of the Polotsk State University. Series B. Industry. Applied sciences], 2013, no. 11, pp. 116–122 (in Russian).
4. Ol'shanskii V. I. (head). *Development of process of sealing of places of thread connections of details of special protective clothes of firefighter from the increased thermal influences*. Report on research work (final). Vitebsk, Vitebsk State Technological University, 2014. 138 p. № ГР 20130667 (in Russian).
5. Tihomirov V. B. *Planning and analysis of an experiment*. Moscow, Legkaya industriya Publ., 1974. 262 p. (in Russian).
6. Stukach O. V. *The program complex Statistica in the solution to the tasks of management of quality: education guidance*. Tomsk, Tomsk Polytechnical University, 2011. 163 p. (in Russian).

Информация об авторах

Ольшевский Валерий Иосифович – кандидат технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология и оборудование машиностроительного производства», Витебский государственный технологический университет (Московский пр., 72, 210035, Витебск, Республика Беларусь). E-mail: tiomp@vstu.by

Довыденкова Вера Петровна – магистр технических наук, старший преподаватель кафедры «Конструирование и технология одежды», Витебский государственный технологический университет (Московский пр., 72,

Information about the authors

Olishanski Valery Iosifovich – Ph. D. (Engineering), Professor, Head of Department of Technology and Equipment of Machine-building Production, Vitebsk State Technological University (72, Moscovskii Ave., 210035, Vitebsk, Republic of Belarus). E-mail: tiomp@vstu.by

Davydzenkava Vera Petrovna – Master of Engineering, Senior Lecturer, the Department of Design and Technology Clothing, Vitebsk State Technological University (72, Moscovskii Ave., 210035, Vitebsk, Republic of Belarus). E-mail: davydzenkava@mail.ru

210035, Витебск, Республика Беларусь). E-mail: davudzenkava@mail.ru

Худолеев Александр Федорович – заместитель министра по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь, Министерство по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь (ул. Революционная, 5, 220030, Минск, Республика Беларусь).

Дмитракович Николай Михайлович – кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой «Управление защитой от чрезвычайных ситуаций», Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь (ул. Машиностроителей, 25, 220118, Минск, Республика Беларусь). E-mail: ontrnic@mail.ru

Для цитирования

Оптимизация состава полимерной композиции и параметров технологического процесса для термогерметизации специальной защитной одежды пожарных / В. И. Ольшанский [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 116–125.

Hudoleev Aleksandr Fedorovich – Deputy Minister on Emergency Situations of Republic of Belarus, Emergency Situations Ministry of the Republic of Belarus (5, Revolyutsionnaya Str., 220030, Minsk, Republic of Belarus).

Dmitrakovich Nikolay Mikhaylovich – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Head of Department of Management of Protection Against Emergency Situations, University of Civil Protection of the Ministry for Emergency Situations of the Republic of Belarus (25, Mashinostroiteley Str., 220118, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: ontrnic@mail.ru

For citation

Olshansky V. I., Dovydenkova V. P., Hudoleev A. F., Dmitrakovich N. M. Optimization of a mixture of polymeric composition and parameters of technological process for thermo-sealing of special protective clothes for fireman. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnych navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 116–125 (in Russian).

УЧЕНЫЕ БЕЛАРУСИ
SCIENTISTS OF BELARUS

МИХАИЛ ЛЬВОВИЧ ХЕЙФЕЦ

(К 55-летию со дня рождения)



Михаил Львович Хейфец родился 4 апреля 1962 г. в г. Полоцке Витебской области. После окончания школы в 1979 г. поступил на машиностроительный факультет Новополоцкого политехнического института. В 1984 г. с отличием закончил его и поступил в аспирантуру Физико-технического института АН БССР без отрыва от производства.

После службы в армии (с 1984 по 1986 г.) Михаил Львович работал на Полоцком авторемонтном заводе инженером-конструктором. В 1989 г. перешел на работу в Новополоцкий политехнический институт, где начинал младшим, а затем продолжил работу старшим научным сотрудником научно-исследовательского сектора.

В 1990 г. успешно закончил аспирантуру Физико-технического института АН БССР. После защиты в 1992 г. кандидатской диссертации «Повышение эффективности обработки и качества деталей с износостойкими покрытиями применением ротационного инструмента» в Санкт-Петербургском государственном техническом

университете он приступил к преподавательской работе в Новополоцком политехническом институте.

С 1992 по 1995 г. М. Л. Хейфец – старший преподаватель кафедры конструирования радиоэлектронных средств, а с открытием нового факультета до 1997 г. – доцент кафедры экономики и организации производства.

После защиты в 1997 г. докторской диссертации «Теоретические и технологические основы высокоинтенсивной комбинированной обработки деталей» в Белорусской государственной политехнической академии Михаил Львович работает на кафедре технологии машиностроения. С 1998 г. он – профессор, а с 2005 г. – заведующий кафедрой. В 1997 г. М. Л. Хейфец получил аттестат доцента, а в 2000 г. – профессора по специальности «Технология».

С 2006 по 2009 г. М. Л. Хейфец – проректор по научной работе учреждения образования «Полоцкий государственный университет».

В 2009 г. М. Л. Хейфец переведен на работу в Президиум НАН Беларуси. С декабря 2009 г. он является заместителем академика-секретаря Отделения физико-технических наук НАН Беларуси, с апреля 2010 г. по совместительству – главным научным сотрудником и научным руководителем лаборатории технологических комплексов НПО «Центр» НАН Беларуси, с сентября 2011 г. – заведующим филиалом кафедры в НПО, а с февраля 2017 г. – председателем научно-технического совета ГНПО «Центр» НАН Беларуси.

Михаил Львович Хейфец – специалист в области материаловедения, технологии обработки и эксплуатации, синтеза и модифицирования конструкционных и инструментальных материалов, оборудования и оснащения машиностроительного производства. Им с позиций прикладной синергетики сформированы научные основы комбинированной обработки и разработаны методы проектирования технологических процессов, использующие ограничение мощности и количества технологических воздействий, оптимизацию по термодинамическим критериям технологических факторов, управление качеством материалов и изделий организацией обратных связей между параметрами обработки.

Крупным научным достижением М. Л. Хейфеца является развитие физико-химического анализа открытых систем на основе термодинамики неравновесных процессов с использованием топологических и фрактальных представлений для описания синтеза и модифицирования концентрированными потоками энергии, интенсивной обработки и эксплуатации конструкционных и инструментальных материалов. Развитие положенных Н. С. Курнаковым в основу физико-химического анализа принципов непрерывности свойств системы и соответствия системы топологической модели проведено М. Л. Хейфецем с использованием большого объема фактического научного материала и для различных структурных уровней: в макро- (функциональные слои, покрытия), мезо- (переходные зоны, границы фаз) и микромасштабах (наночастицы, дефекты кристаллической решетки).

Физико-химический и мультифрактальный анализ применительно к процессам самоорганизации поверхностных явлений дал возможность М. Л. Хейфецу предложить аддитивные технологические методы создания изделий из композиционных материалов послойным синтезом концентрированными потоками энергии без использования формообразующей оснастки. Им на основе модели самовоспроизведения фон Неймана сформирована концепция, разработаны методы и алгоритмы послойного синтеза оболочек объекта сложной геометрии «прямым выращиванием» градиентного по свойствам композиционного материала, описываемого клеточными автоматами.

Предложенные М. Л. Хейфецем методы ограничения, оптимизации и управления технологическими воздействиями позволили разработать технологические процессы и спроектировать оборудование для комбинированной обработки: ионно-вакуумного модифицирования поверхности градиентного материала, плазменного и электродугового нанесения покрытий с поверхностным пластическим деформированием, упрочняюще-размерного резания в процессе нанесения покрытий и др.

В 2005 г. М. Л. Хейфецу (совместно с академиком П. И. Ящерицыным и доктором технических наук Л. М. Акуловичем) присуждена премия НАН Беларуси за цикл монографий по формированию научных основ и созданию технологических комплексов для машиностроительного производства.

Физико-химический анализ эволюции быстропротекающих процессов с использованием мультифрактальных представлений для границ фазовых переходов позволил М. Л. Хейфецу предложить комплексную модель термобарического синтеза и деструкции в процессах эксплуатации алмазных и подобных инструментальных материалов и покрытий.

Проведенный совместно с украинскими коллегами (авторский коллектив: академик Н. В. Новиков, доктор технических наук С. А. Клименко, доктор технических наук И. А. Петруша – Украина; академик П. А. Витязь, доктор технических наук М. Л. Хейфец, кандидат технических наук В. Т. Сенють – Беларусь) цикл работ «Новые процессы получения поликристаллических сверхтвердых материалов, производство и применение инструментов из них» в 2008 г. удостоен премии академий наук Украины, Беларуси и Молдовы за 2007 г.

Дополненное синергетическим анализом производства энтропии изучение баланса потоков вещества и энергии позволило М. Л. Хейфецу на основе перколяционных представлений фрактальной геометрии использовать комбинаторную топологию фазовых переходов комплекса наноструктур материалов в неравновесных процессах их синтеза, обработки и применения.

Выдающиеся результаты в области технических наук, имеющие важное научное и практическое значение, полученные при проведении совместных работ с российскими учеными (авторский коллектив: академик К. А. Солнцев, член-корреспондент С. М. Баринов, доктор технических наук А. Г. Колмаков – Россия; академик П. А. Витязь, член-корреспондент А. Ф. Ильюшенко, доктор технических наук М. Л. Хейфец – Беларусь) по наноструктурным порошковым конструкционным материалам и покрытиям, их проектированию, синтезу, обработке и применению в 2012 г. отмечены премией РАН и НАН Беларуси.

Развитые М. Л. Хейфецем фундаментальные основы механики машин Ассура – Артоболевского, включающие структурный синтез и параметрическую оптимизацию, применительно к технологическому оборудованию позволили при использовании электронных, ионно-плазмен-

ных и гидроабразивных потоков, электромагнитных и центробежных полей создать уникальное оборудование для машиностроения и приборостроения, обогащения полезных ископаемых и производства строительных материалов, пищевой промышленности и медицины.

В 2015 г. М. Л. Хейфецем (совместно с руководителями ГНПО «Центр» НАН Беларуси В. И. Бородавко и А. М. Пынькиным) за цикл работ по теоретическим и технологическим основам, производству и применению технологических комплексов электрофизической обработки изделий получена премия НАН Беларуси.

Основные результаты исследований М. Л. Хейфеца широко отражены в научных, учебных, справочных и производственно-практических изданиях, защищены патентами на изобретения. Список его печатных работ включает более 200 журнальных статей и 20 монографий. Вместе с соавторами он является разработчиком 6 различных учебных курсов, неоднократно переиздаваемых с грифами Министерства образования Республики Беларусь и Государственного комитета по стандартизации Республики Беларусь, Министерства образования и науки Украины, учебно-методических объединений России и др.

Михаил Львович активно помогает становлению и развитию молодых ученых. Он подготовил 2 кандидатов наук, 2 соискателя под его руководством представили диссертации.

Технологии и оборудование высокоэффективной обработки, методы проектирования и управления качеством продукции, разработанные М. Л. Хейфецем, внедрены на многих предприятиях Беларуси и за рубежом.

Михаил Львович Хейфец ведет большую научно-организационную работу. Он является членом совета по защите диссертаций. Входит в редакционные советы книжной серии «Библиотека технолога», журналов «Наукоемкие технологии в машиностроении», «Сборка в машиностроении и приборостроении», «Упрочняющие технологии и покрытия» (Москва), журналов «Современное машиностроение», «Инструментальный мир» (Киев), журнала «Технология и автоматизация сборки» (Варшава) и др. Постоянно укрепляет творческие связи промышленных предприятий и учебных заведений с институтами НАН Беларуси, всемерно способствует интеграции и развитию научных школ Беларуси, России, Украины, Польши и Сербии.

Научные и организационные достижения ученого неоднократно отмечены руководством НАН Беларуси и других ведомств. В 2005 г. М. Л. Хейфец награжден грамотой Министерства образования Республики Беларусь, в 2008 г. отмечен Почетным знаком Государственного комитета по стандартизации Республики Беларусь «За заслуги в стандартизации», в 2012 г. – Почетной грамотой НАН Беларуси. За достижение выдающихся результатов в сфере профессиональной деятельности М. Л. Хейфецу в 2002 и 2007 гг. назначена стипендия Президента Республики Беларусь деятелям науки, образования, культуры, здравоохранения.

Высокий международный научный авторитет и тесные связи с ведущими научными центрами России, Украины, Польши, Сербии и других стран позволили М. Л. Хейфецу с 2000 г. в качестве представителя Беларуси войти в Совет Международного союза машиностроителей. В 2008 г. он избран академиком Международной инженерной академии.

Отделение физико-технических наук, редколлегия журнала поздравляют Михаила Львовича Хейфеца с 55-летием и желают ему творческих успехов, плодотворной научно-организационной и исследовательской деятельности, крепкого здоровья.