

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

ВЕСЦІ

НАЦЫЯНАЛЬнай
АКАДЭМІІ НАВУК БЕЛАРУСІ

СЕРЫЯ ФІЗІКА-ТЭХНІЧНЫХ НАВУК. 2019. Т. 64, №2

ИЗВЕСТИЯ

НАЦИОНАЛЬНОЙ
АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

СЕРИЯ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИХ НАУК. 2019. Т. 64, №2

Журнал основан в 1956 г. как «Весці Акадэміі навук БССР.
Серыя фізіка-тэхнічных навук», с 1992 г. – «Весці Акадэміі навук Беларусі.
Серыя фізіка-тэхнічных навук», с 1998 г. – современное название

Выходит четыре 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)*

Г л а в н ы й р е д а к т о р

Петр Александрович Витязь –

Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

Р е д а к ц и о н н а я к о л л е г и я

А. П. Ласковнёв – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь (*заместитель
главного редактора*)

И. А. Старостина (*ведущий редактор журнала*)

А. В. Белый – Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

В. Г. Залесский – Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск,
Беларусь

А. Ф. Ильющенко – Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии,
Минск, Беларусь

С. М. Костромицкий – Центр радиотехники Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

- Л. Г. Красневский** – Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь
А. П. Крень – Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь
Е. И. Марукович – Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси, Могилев, Беларусь
Н. К. Мышкин – Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого Национальной академии наук Беларуси, Гомель, Беларусь
О. Г. Пенязков – Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь
Ю. М. Плесакачевский – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь
В. М. Федосюк – Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь
М. Л. Хейфец – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь
С. А. Чижик – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

Р е д а к ц и о н н ы й с о в е т

- С. Воденичаров** – Институт металловедения, оборудования и технологий «Академик Ангел Балевский» с Центром по гидро- и аэродинамике Болгарской академии наук, София, Болгария
Ю. Гавлик – Институт технологии машиностроения и автоматизации производства Краковской политехники (Технологический университет), Краков, Польша
Г. Жинтялис – Литовская академия наук, Вильнюс, Литва
Б. Каталинич – Дунайско-Адриатическая Ассоциация по автоматизации и производству (ДАААМ), Венский технический университет, Вена, Австрия
В. В. Клубович – Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь
А. А. Михалевич – Институт энергетики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь
А. Г. Наумовец – Национальная академия наук Украины, Киев, Украина
К. А. Солнцев – Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова, Москва, Россия
Л. Танович – Белградский университет, Белград, Сербия
Б. М. Хрусталёв – Белорусский национальный технический университет, Минск, 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. 2019. Т. 64, №2

Выходит на русском, белорусском и английском языках

Редактор *И. А. Старостина*

Компьютерная верстка *А. В. Новик*

Подписано в печать 24.06.2019. Выход в свет 27.06.2019. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.

Печать цифровая. Усл. печ. л. 14,88. Уч.-изд. л. 16,4. Тираж 66 экз. Заказ 153.

Цена номера: индивидуальная подписка – 11,74 руб., ведомственная подписка – 28,19 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, 2019

PROCEEDINGS

OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS

PHYSICAL-TECHNICAL SERIES, 2019, vol. 64, no. 2

The Journal was founded in 1956 under the titles
“Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Physical-technical series”,
since 1992 – “Proceedings of the Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series”,
since 1998 – it comes under its actual title

Issued four times a year

Founder is 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)*

E d i t o r - i n - C h i e f

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

E d i t o r i a l B o a r d

Aleksandr P. Laskovnev – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus
(Associate Editor-in-Chief)

Irina A. Starostsina (lead editor)

Aleksei V. Byeli – Physical-Engineering Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

Vitaliy G. Zalesky – Physical-Engineering Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

Aleksandr F. Ilyuschenko – State Scientific and Production Amalgamation of Powder Metallurgy, Minsk, Belarus

Sergey M. Kostromitsky – Radio Engineering Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

Leonid G. Krasnevski – Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

Aleksandr P. Kren – Institute of Applied Physics of National Academy of Science of Belarus, Minsk, Belarus

Evgenii I. Marukovich – Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus

Nikolai K. Myshkin – V. A. Bielyi Institute of Mechanics of Metal-Polymer Systems of the National Academy of Sciences of Belarus, Gomel, Belarus

Oleg G. Penyazkov – A. V. Lykov Institute of Heat and Mass Transfer of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

Yury M. Pleskachevsky – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus
Valeri M. Fedosyuk – Scientific and Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus
Mikhail L. Kheifets – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus
Sergey A. Chizhik – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

E d i t o r i a l C o u n c i l

Stephan Vodenicharov – Institute of Metal Science, Equipment and Technologies “Acad. A. Balevski” with Hydro- and Aerodynamics Centre of Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, Bulgaria
Jozef Gawlik – Institute for Manufacturing Engineering and Automation of Cracow University of Technology, Poland
Gintautas Žintelis – Lithuanian Academy of Sciences, Vilnius, Lithuania
Branko Katalinic – DAAAM International Vienna, TU Wien, Wien, Austria
Vladimir V. Klubovich – Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus
Aleksandr A. Mikhalevich – Institute of Power of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus
Anton G. Naumovets – National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, Ukraine
Konstantsin A. Solntsev – A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia
Lyubodrag Tanovich – University of Belgrade, Belgrade, Serbia
Boris M. Khrustal'ov – Belarusian National Technical University, Minsk, 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*

PROCEEDING OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS.

Physical-technical series, 2019, vol. 64, no. 2

Printed in Russian, Belarusian and English languages

Editor *I. A. Starostina*
Computer imposition *A. V. Novik*

It is sent of the press 24.06.2019. Appearance 27.06.2019. Format 60×84 1/8. Offset paper. The press digital.

Printed pages 14,88. Publisher's signatures 16,4. Circulation 66 copies. Order 153.

Number price: individual subscription – 11,74 byn., departmental subscription – 28,19 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., Minsk, 220141, Republic of Belarus.

© RUE “Publishing House “Belaruskaya Navuka”,
Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series, 2019

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ

- Ильющенко А. Ф., Петюшик Е. Е., Кривонос О. К.** Введение наноразмерных добавок при модифицировании энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала 135
- Клубович В. В., Кулак М. М., Хина Б. Б.** Структурно-фазовые состояния боридов титана, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в поле ультразвуковых колебаний 143
- Гусаков Г. А., Гасенкова И. В., Мухуров Н. И., Шаронов Г. В.** Исследование влияния термообработки на микротвердость и износостойкость покрытий из анодного оксида алюминия, модифицированных наноалмазами 157
- Пасовец В. Н., Ковтун В. А.** Упрочнение композиционных материалов на основе металлической матрицы и углеродных нанотрубок 166

МАШИНОСТРОЕНИЕ, МЕХАНИКА

- Кожевникова Г. В.** Исследование напряженно-деформированного состояния при поперечно-клиновой прокатке одним инструментом 175
- Швед О. Л.** Численное моделирование чистого сдвига для идеально упругопластического материала (материала Мурнагана) 182

ЭНЕРГЕТИКА, ТЕПЛО- И МАССООБМЕН

- Войтов И. В., Колос В. П.** Реакторы с микротрещинами: гидродинамика проницаемых каналов насыпной сборки 190
- Каркоцкий Д. В., Малашин А. Н., Чумаков С. А., Коваль Ю. Г.** Методика оценки мощности первичного источника системы автономного электроснабжения с учетом прогнозируемого графика нагрузки 205

РАДИОЭЛЕКТРОНИКА И ПРИБОРОСТРОЕНИЕ

- Рабцевич В. В., Цветков В. Ю., Кузнецова Т. А., Чижик С. А.** Сегментация АСМ-изображений на основе волнового выращивания областей локальных максимумов с выбором пикселей в порядке убывания значений ... 215
- Артемьев В. М., Наумов А. О., Кохан Л. Л.** Синтез диаграмм направленности антенн РЛС с линейным сканированием луча и амплитудной обработкой сигналов 232

ДИАГНОСТИКА И БЕЗОПАСНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ СИСТЕМ

- Витязь П. А., Головатый И. И., Прушак В. Я.** Оценка газодинамической опасности зоны Краснослободского разлома Старобинского месторождения калийных солей 240

УЧЕНЫЕ БЕЛАРУСИ

- Сергей Антонович Чижик** (К 60-летию со дня рождения) 253
- Валерий Михайлович Федосюк** (К 65-летию со дня рождения) 255

CONTENTS**MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY**

Ilyushchanka A. F., Piatsiushyk Ya. Ya., Kryvanos A. K. Introduction of nanoscale additives in the process of modification of energy-saturated heterogeneous composite material	135
Klubovich V. V., Kulak M. M., Khina B. B. Structural and phase states of titanium borides produced by the self-propagating high-temperature synthesis method in the field of ultrasound oscillations	143
Gusakov G. A., Gasenkova I. V., Mukhurov N. I., Sharonov G. V. Research of effect of heat treatment on microhardness and wearing resistance of anodic oxide aluminum coatings modified by nano diamonds	157
Pasovets V. N., Kovtun V. A. Strengthening of the composite materials based on metal matrix and carbon nanotubes	166

MECHANICAL ENGINEERING, MECHANICS

Kozhevnikova G. V. Study of stress-strain state during cross-wedge rolling with one tool	175
Shved O. L. Numerical modeling of a clean shift for perfectly elastic-plastic material (Murnaghan's material)	182

POWER ENGINEERING, HEAT AND MASS TRANSFER

Voitov I. V., Kolos V. P. Reactors with micro fuel particles: hydrodynamics of permeable channels of the bulk assembly	190
Karkotski D. V., Malashin A. N., Chumakov S. A., Koval Y. G. Methodology for assessing the power of the primary source of the system of autonomous electrical supply with account of the predicted load graphics	205

RADIOELECTRONICS AND INSTRUMENT-MAKING

Rabtsevich V. V., Tsviatkou V. Yu., Kuznetsova T. A., Chizhik S. A. Segmentation of AFM images based on wave regions growing of local maximums with pixels selection in the decrease order of values	215
Artemiev V. M., Naumov A. O., Kokhan L. L. Synthesis of radar antenna patterns with linear beam scanning and amplitude signal processing	232

DIAGNOSTICS AND SAFETY OF TECHNICAL AND ENVIRONMENT SYSTEMS

Vityaz P. A., Golovaty I. I., Prushak V. Ya. Assessment of gas-dynamic danger of Krasnoslobodsky fracture zone of Starobinsky potash deposit	240
---	-----

SCIENTISTS OF BELARUS

Sergei Antonovich Chizhik (To the 60 th Anniversary)	253
Valeri Mikhailovich Fedosyuk (To the 65 th Anniversary)	255

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ
MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY

УДК 621.454.3
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-135-142>

Поступила в редакцию 30.05.2019
Received 30.05.2019

А. Ф. Ильющенко^{1,2}, Е. Е. Петюшик¹, О. К. Кривонос¹

¹Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, Минск, Беларусь
²Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Беларусь

**ВВЕДЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ДОБАВОК ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ
ЭНЕРГОНАСЫЩЕННОГО ГЕТЕРОГЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА**

Аннотация. Рассмотрен возможный способ введения наноразмерных порошков в энергонасыщенные гетерогенные композиционные материалы (ЭГКМ). На примере полидисперсного наноразмерного углерода изучены основные способы введения наноразмерных компонентов в дисперсные и высоковязкие коллоидные системы, проведена оценка их эффективности, выявлены ограничения. Установлены основные факторы, влияющие на равномерность распределения наноразмерных компонентов в объеме композиционного материала, и пути нивелирования их влияния. Предложена технологическая схема повышения равномерности распределения наноразмерных компонентов за счет их предварительного осаждения на поверхность преобладающей по количеству дисперсной составляющей материала при одновременном ограничении роста ее удельной поверхности. Данный процесс может использоваться в качестве способа последующего снижения вязкости энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала на стадии смешивания его жидкой и твердой фаз.

Исследованы степень изменения фактора формы, удельной поверхности и распределения наноразмерной алмазосодержащей добавки по поверхности частиц аммониевой соли хлорной кислоты в зависимости от режимов смешивания компонентов в гравитационном смесителе. Установлены приемлемые технологические режимы смешивания.

Определены основные задачи дальнейшего исследования явлений, возникающих на границе фаз при введении в дисперсную среду изготавливаемого ЭГКМ наноразмерных добавок.

Ключевые слова: энергонасыщенные гетерогенные композиционные материалы, наноразмерные добавки, удельная поверхность, вязкость, дисперсная среда, технологические режимы смешивания

Для цитирования: Ильющенко, А. Ф. Введение наноразмерных добавок при модифицировании энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала / А. Ф. Ильющенко, Е. Е. Петюшик, О. К. Кривонос // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 135–142. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-135-142>

A. Ph. Ilyushchanka^{1,2}, Ya. Ya. Piatsiushyk¹, A. K. Kryvanos¹

¹State Research and Production Powder Metallurgy Association, Minsk, Belarus
²O. V. Roman Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus

INTRODUCTION OF NANOSCALE ADDITIVES IN THE PROCESS OF MODIFICATION OF ENERGY-SATURATED HETEROGENEOUS COMPOSITE MATERIAL

Abstract. The article describes a possible way of introducing nanoscale powders into energy-saturated heterogeneous composite materials (ECM). By the example of polydispersed nanoscale carbon, the main well-known methods for introducing nanoscale components into dispersed and high-viscosity colloidal systems have been studied, their effectiveness has been evaluated, and limitations have been revealed. The main influencing factors on the uniform distribution of nanoscale components in the volume of the composite material and the ways of leveling their influence have been found. A technological scheme has been proposed for increasing the distribution uniformity of nanoscale components due to their preliminary deposition on the surface of the material prevailing in quantity of dispersed component while limiting the growth of its specific surface as a method of further reduction of the viscosity of the energy-saturated heterogeneous composite material at the stage of mixing its liquid and solid phases.

The rate of change of the form factor, specific surface and distribution of the nanoscale diamond-containing additive over the particle surface of ammonium salt of perchloric acid has been studied depending on the modes of mixing the components in a gravity mixer. Acceptable technological mixing modes have been found.

The main tasks of further study of phenomena arising at the phase boundary when introducing nanoscale additives into the dispersed medium of ECM have been determined.

Keywords: energy-saturated heterogeneous composite materials, nanoscale additives, specific surface, viscosity, dispersed medium, technological mixing modes

For citation: Ilyushchanka A. Ph., Piatsiushyk Ya. Ya., Kryvanos A. K. Introduction of nanoscale additives in the process of modification of energy-saturated heterogeneous composite material. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 135–142 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-135-142>

Введение. Современные энергонасыщенные гетерогенные композиционные материалы (ЭГКМ) широко представлены веществами, применяемыми в горнодобывающей промышленности, авиа-, машино-, тракторостроении и других отраслях. Как правило, данные материалы получают из двух и более компонентов путем перемешивания их полидисперсных фракций и последующего формования. Эти фракции чаще всего имеют микрометровый размер [1].

В зависимости от агрегатного состояния составных компонентов и технологии изготовления ЭГКМ можно классифицировать на материалы, получаемые из веществ, которые представлены: только твердой фазой, предполагающей после перемешивания проведение формования полученной композиции (от свободной засыпки до прессования);

твердой и жидкой фазой, после перемешивания которых композиционный материал формуется, как правило, литьевым способом (от свободного литья до литья под давлением). При этом жидкая фаза может либо вводиться в состав ЭГКМ при нормальной температуре, либо возникать после нагревания на одном из технологических этапов изготовления композиционного материала из компонентов смеси.

В статье рассмотрен ЭГКМ, изготавливаемый на полимерной основе, жидкая фаза в котором присутствует при нормальной температуре. В целях повышения эксплуатационных характеристик таких ЭГКМ в их состав вводят различные добавки, например энергетические добавки, катализаторы, стабилизаторы, антиоксиданты [2] и др. С развитием нанотехнологий в состав ЭГКМ стали вводить добавки наноразмерного уровня – алюминий типа Alex, ультрадисперсный алмаз или алмазосодержащую шихту, полученные детонационным синтезом [3], диоксид титана, а также другие наноразмерные компоненты.

Постановка задачи исследования. Основными характеристиками ЭГКМ, определяющими технологический способ и режимы его изготовления, являются его плотность и равномерность распределения компонентов по всему объему композиционного материала. Требуемая плотность упаковки достигается посредством подбора размера фракций применяемых компонентов, а равномерность распределения вводимых компонентов – режимами перемешивания [4].

Эти технологические правила характерны для фракций твердой фазы микрометрового размера. Известно, что с уменьшением размеров фракций компонентов твердой фазы до уровня $10 \text{ нм} < R < 100 \text{ нм}$ существенно меняются их свойства [5]. Для оценки значимости этих изменений с учетом приведенных характеристик ЭГКМ проводился сравнительный морфологический анализ крупной фракции (240–360 мкм) аммониевой соли хлорной кислоты (основного компонента ЭГКМ) и ультрадисперсной алмазосодержащей шихты (энергетическая добавка и антиоксидант).

Съемка морфологии поверхности отобранных компонентов осуществлялась на аттестованном сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Mira (производство Tescan, Чехия). Результаты морфологического анализа поверхности частиц аммониевой соли хлорной кислоты и размеров частиц алмазосодержащей шихты представлены на рис. 1.

В ходе проведенного морфологического анализа установлено, что частицы выбранной наноразмерной добавки (рис. 1, *b*) имеют размер 20–40 нм и в отличие от компонентов микрометрового размера (рис. 1, *a*) представлены агломератами, которые при механическом перемешивании компонентов ЭГКМ не разрушаются. При незначительном количестве вводимых наноразмерных компонентов (от десятых долей до нескольких мас.%) наличие таких агломератов и их неравномерное распределение в гетерогенной структуре ЭГКМ является основной причиной нестабильности эксплуатационных свойств композиционного материала.

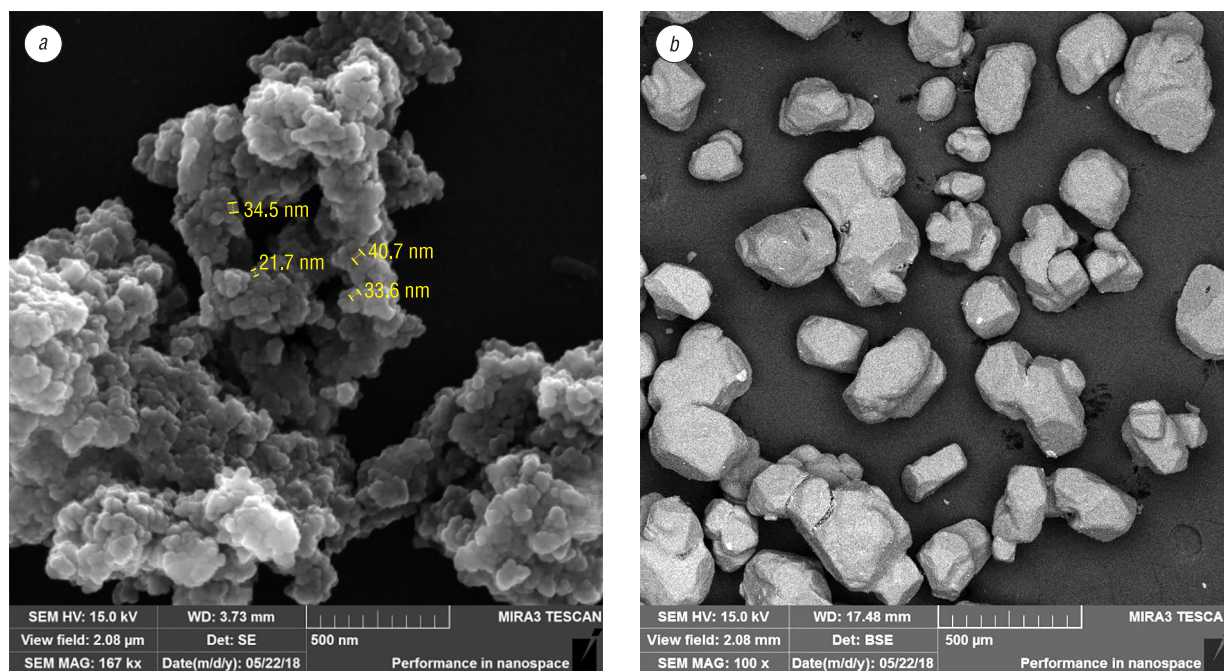


Рис. 1. Вид частиц ультрадисперсной алмазосодержащей шихты (а) и аммониевой соли хлорной кислоты (b)
 Fig. 1. The appearance of particles of ultra-dispersed diamond-containing charge mixture (a) and ammonium salt of perchloric acid (b)

Режимами перемешивания также достигаются равномерность смачивания поверхности и заполнение пустот в упаковке частиц твердой фазы полимерным материалом, чем обеспечиваются требуемые физико-механические характеристики ЭГКМ после его полимеризации. В то же время с уменьшением размеров фракций пропорционально увеличивается площадь поверхности, подлежащая смачиванию компонентами жидкой фазы. Это подтвердилось при изучении степени изменения размера площади поверхности частиц твердой фазы с введением в состав ЭГКМ наноразмерной добавки путем измерения удельной поверхности частиц твердой фазы ЭГКМ.

Определение удельной поверхности алмазосодержащей шихты и аммониевой соли хлорной кислоты проводили методом BET на анализаторе площади поверхности и размера пор SA 3100 фирмы BECKMAN COULTER (США). Согласно результатам исследования, удельная поверхность отобранного образца алмазосодержащей шихты составила $424,71 \text{ м}^2/\text{г}$, а аммониевой соли хлорной кислоты – $0,475 \text{ м}^2/\text{г}$.

С учетом полученных значений удельной поверхности установлено, что введение ультрадисперсной алмазосодержащей шихты в количестве 0,5 мас.% в ЭГКМ, состоящий из полимера и аммониевой соли хлорной кислоты в соотношении 20/80, и массой 3 кг увеличивает поверхность смачивания почти в 7 раз. Это пропорционально снижает вязкость композиционного материала [6] и увеличивает количество энергии, необходимой для его перемешивания. Таким образом, формование такого высоковязкого высоконаполненного полимерного материала невозможно без специального технологического оборудования.

На основании изложенного сформулирована основная задача исследования – определение способа и разработка технологических режимов получения ЭГКМ, имеющего в своем составе наноразмерные компоненты.

Формулирование гипотезы исследования. В настоящее время разработано и внедрено множество способов введения наноразмерных добавок в состав высоконаполненного полимерного материала. Наиболее часто применяемые способы введения наноразмерных добавок в ЭГКМ или его аналог предполагают:

последовательное введение компонентов твердой фазы в среду полимерного материала (Способ получения смесового твердого топлива с металлическим горючим : пат. РФ, № 2 474 567, МПК С 06 D 5/06, С 06 В 33/04, авторы – В. А. Архипов и др.);

предварительное перемешивание наноразмерных добавок с одним из компонентов ЭГКМ микрометрового размера (Способ получения смесового твердого топлива : пат. РФ № 2 429 282, МПК С 10 L 9/10, В 82 В 3/00, авторы – В. А. Архипов и др.);

механоактивация одного из компонентов твердой фазы микрометрового размера в присутствии наноразмерных добавок [7];

сокристаллизация наноразмерных добавок с одним из доминирующих компонентов твердой фазы ЭГКМ (Топливная композиция (варианты) : пат. РФ № 2 649 573, МПК С 10 L 9/10, В 82 В 3/00, авторы – В. А. Горбачев, Е. Ю. Убей-Волк, Н. В. Шевченко).

В целях выбора наиболее целесообразного способа проводилось экспериментальное сравнение результатов их реализации. Для проведения эксперимента изготавливался опытный образец ЭГКМ, состоящий из 20 мас.% полимерного связующего, 79,5 мас.% аммониевой соли хлорной кислоты (фракции 240–360 мкм) и 0,5 мас.% ультрадисперсной алмазосодержащей шихты, полученной способом детонационного синтеза.

Установлено, что введение наноразмерных добавок в среду высоконаполненного полимерного материала в силу его развитой удельной поверхности приводит к резкому увеличению вязкости полимерной среды, комкованию твердой фазы, что является причиной невозможности получения однородной массы даже в течение длительного перемешивания. Остающиеся после перемешивания агломераты вводимого наноразмерного компонента провоцируют неоднородность ЭГКМ и, как следствие, нестабильность эксплуатационных свойств данного материала. Дальнейшее перемешивание такой композиции возможно только после добавления растворителей, существенно снижающих вязкость перемешиваемого состава (достигалось введением в состав смешиваемой композиции растворителей на основе гликолей).

Практически аналогичная ситуация характерна для способа, предполагающего предварительное перемешивание наноразмерных добавок с одним из компонентов ЭГКМ микрометрового размера. В отличие от предыдущего способа в процессе проведения перемешивания часть агломератов из наноразмерной добавки разрушалась (около 25–30 %, определялась визуально на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Mira). Увеличение длительности процесса не давало положительного результата. Можно предположить, что механического воздействия в ходе твердофазного перемешивания недостаточно для получения однородного фракционного состава и разрушение присутствующих в добавке агломератов сопровождается образованием новых.

Предварительная механоактивация частиц одного из доминирующих компонентов микрометрового размера в присутствии наноразмерной добавки привела к росту дисперсности за счет дробления частиц этого компонента, увеличению удельной поверхности твердофазной составляющей, а также увеличению доли мелкой фракции частиц твердой фазы. Эти изменения явились причиной снижения плотности упаковки частиц твердой фазы ЭГКМ и, как в уже рассмотренных способах введения наноразмерных добавок в композиционный материал, негативно сказались на его вязкости при смешивании твердой и жидкой фаз.

Сокристаллизация ультрадисперсной алмазосодержащей шихты с аммониевой солью хлорной кислоты не проводилась, так как эта технологическая операция требует соответствующего лабораторного оборудования и является достаточно дорогостоящей. При этом не исключено, что частицы сокристаллизованных элементов могут иметь форму, существенно отличную от сферической, что может способствовать уменьшению плотности упаковки твердой фазы, а соответственно, и плотности изделия из ЭГКМ.

В ходе проведенного экспериментального сравнения способов введения наноразмерных добавок определено осаждение некоторого их количества на поверхность частиц твердой фазы микрометрового размера (аммониевой соли хлорной кислоты). Установлено, что снижение вязкости компонентов жидкой фазы ЭГКМ (например, при добавлении в полимерный материал растворителей) способствует разрушению агломератов наноразмерной добавки; а дополнительное введение мелющих тел при смешивании компонентов ЭГКМ обуславливает увеличение количества осажденных частиц наноразмерной добавки.

С учетом полученных результатов сформулирована *гипотеза исследования*, в основу которой положено предположение, что *решение задачи по модифицированию ЭГКМ наноразмерной добавкой возможно посредством ее равномерного осаждения на поверхность частиц одного из компонентов твердой фазы, количество которого является преобладающим в общем объеме*

композиционного материала. Это будет способствовать равномерному распределению такой добавки по всему объему ЭГКМ. Предполагается, что данным способом также можно уменьшить размер поверхности твердофазной составляющей, предназначенной для смачивания компонентом(ами) жидкой фазы, за счет исключения их примыкающих поверхностей.

Преобладающим элементом в составе твердой фазы ЭГКМ является аммониевая соль хлорной кислоты, которая для повышения плотности упаковки может быть представлена двух- и более фракционным составом [1]. Для двухфракционного состава (наиболее часто используемый подход при изготовлении ЭГКМ) характерно соотношение крупная/мелкая фракция – 70/30 мас.% [8]. При таком соотношении осаждение на поверхность частиц крупной фракции будет достаточным для равномерного распределения наноразмерной добавки по всему объему ЭГКМ.

Наличие жидкой фазы благоприятствует разрушению агломератов за счет создаваемых рабочим органом смесительного оборудования турбулентных потоков дисперсной среды, а также возрастанию числа контактных взаимодействий тел дисперсной системы, которые способствуют осаждению частиц наноразмерных добавок на поверхность аммониевой соли хлорной кислоты. Дальнейшее взаимодействие частиц наноразмерной добавки и аммониевой соли хлорной кислоты обеспечивается наличием адгезионных сил, возникающих на границе раздела контактирующих частиц.

Можно предположить, что введение в рабочий объем смесительного оборудования мелющих тел будет способствовать росту интенсивности контактных взаимодействий между частицами компонентов ЭГКМ, увеличению адгезионных сил, возникающих на границе раздела контактирующих частиц, а также улучшению морфологических характеристик частиц твердофазной составляющей.

Обсуждение результатов исследований. В ходе разработки режимов модифицирования решались задачи по определению:

- состава жидкой фазы, в среде которой возможно проведение осаждения;
- целесообразного количества компонентов с учетом рабочего объема смесителя;
- продолжительности модифицирования для наиболее полного осаждения наноразмерной добавки на поверхность частиц аммониевой соли хлорной кислоты;
- требуемой массы мелющих тел;
- режимов работы смесительного оборудования.

С учетом результатов исследований, проведенных в [9], в качестве жидкой фазы выбран этанол (СТБ 1334-2003).

Осаждение осуществлялось в гравитационном смесителе СМБ-4. Степень загрузки рабочего объема смесителя, режимы модифицирования и другие параметры определялись опытным путем при смешивании в выбранной среде 99,5 мас.% крупной фракции аммониевой соли хлорной кислоты (240–360 мкм) и 0,5 мас.% ультрадисперсной алмазосодержащей шихты. В ходе повторяющихся опытов с различными массой перемешиваемых компонентов, количеством и массой дополнительных мелющих тел, степенью загрузки рабочего объема смесителя, частотой вращения рабочего органа смесителя и продолжительностью модифицирования решалась задача выбора наиболее эффективного технологического режима.

Целесообразность технологических режимов оценивалась:

- по полноте и однородности осаждения наноразмерной добавки на поверхность частиц крупной фракции аммониевой соли хлорной кислоты;
- по величине изменения морфологических характеристик модифицируемых фракций аммониевой соли хлорной кислоты (улучшении фактора формы);
- по степени снижения удельной поверхности компонентов твердофазной составляющей ЭГКМ.

Для оценки приведенных характеристик проводили измерения рассматриваемых свойств до начала осаждения наноразмерной добавки на поверхность частиц аммониевой соли хлорной кислоты и после завершения процесса. Полноту и однородность осаждения оценивали на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения MIRA. Степень изменения фактора формы определяли на автоматическом анализаторе изображения Mini-Magiscan (производство Joyce Loebel, Великобритания) по программе Genias 26 (погрешность метода – 3–5 относительных процентов), а установление изменения значения удельной поверхности частиц твердофазной

составляющей проводили методом BET на анализаторе площади поверхности и размера пор SA 3100 фирмы BECKMAN COULTER (США).

По результатам проведенных экспериментов установлены наиболее целесообразные технологические режимы смешивания:

степень заполнения рабочего объема смесителя	40 %;
время перемешивания	4 ч;
масса дополнительных мелющих тел	0,017 $m_{\text{перемешив. шихты}}$;
частота вращения рабочего органа смесителя	60 мин ⁻¹ ;
соотношение массы этанола к массе перемешиваемого состава	0,6:1.

Данным технологическим режимам соответствовали значения степени изменения фактора формы, удельной поверхности и распределения наноразмерной добавки по поверхности частиц аммониевой соли хлорной кислоты. Изменения значения смачиваемой поверхности до и после осаждения приведены в таблице.

Изменения величины смачиваемой поверхности частиц твердой фазы до и после осаждения наноразмерной добавки

Variability of the wetted surface of the particles of the solid phase before and after deposition of nanoscale additives

Компонент ЭГКМ	Удельная поверхность, м ² /г	Масса вводимого вещества, кг	Площадь поверхности частиц компонента ЭГКМ, м ²
<i>До осаждения</i>			
Аммониевая соль хлорной кислоты	0,475	2,985	1417,9
Алмазосодержащая наноразмерная шихта	430	0,015	6450
<i>После осаждения</i>			
Твердая фаза ЭГКМ	1,956	3	5868

Результаты анализа морфологии поверхности в начале (5 мин после смешивания) и после проведения осаждения наноразмерной добавки на поверхность частиц аммониевой соли хлорной кислоты представлены на рис. 2.

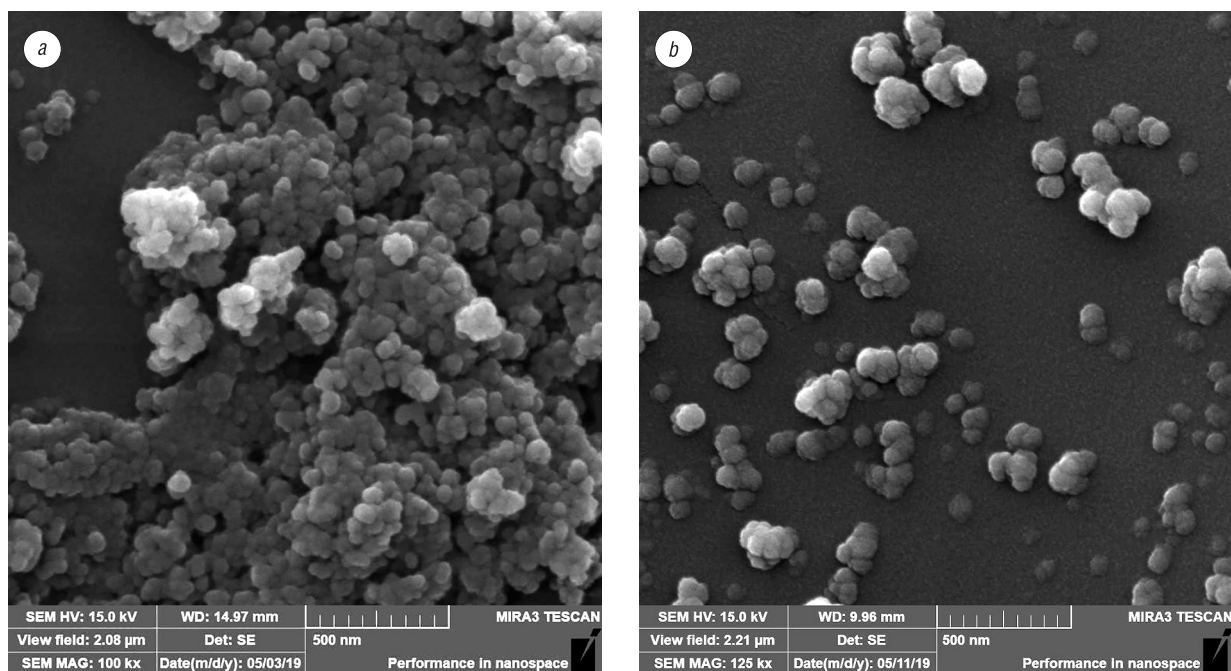


Рис. 2. Морфология поверхности твердофазной составляющей ЭКМ: *a* – после 5 мин смешивания, *b* – после завершения модифицирования

Fig. 2. The surface morphology of the solid-phase ECM component: *a* – after 5 minutes of mixing, *b* – after the completion of the modification

Таким образом, предложенный способ модифицирования ЭГКМ наноразмерными добавками позволил осуществить их осаждение на поверхность превалирующей по количеству дисперсной составляющей, обеспечив при этом:

уменьшение площади поверхности частиц твердой фазы ЭГКМ на 25 %;

улучшение значения фактора формы модифицированных частиц аммониевой соли хлорной кислоты (до модифицирования – 0,86, после – 0,91);

уменьшение числа и размеров агломератов наноразмерной добавки;

равномерное распределение наноразмерной добавки по всему объему ЭГКМ.

Заключение. В работе подтверждена гипотеза о возможности введения в состав ЭГКМ наноразмерной добавки посредством ее осаждения на поверхность частиц крупной фракции аммониевой соли хлорной кислоты. Определены режимы работы технологического оборудования, которые могут быть положены в основу промышленной технологии модифицирования ЭГКМ алмазосодержащей шихтой, полученной в ходе детонационного синтеза. Эти режимы могут быть применимы для других наноразмерных добавок, вводимых в ЭГКМ.

С учетом полученных результатов сформулированы научные задачи, заключающиеся в необходимости исследования:

взаимодействия между компонентами дисперсной фазы;

механизма смачиваемости поверхности частиц твердой фазы ЭГКМ;

степени изменения межмолекулярных сил на границе раздела фаз до и после осаждения алмазосодержащей шихты на поверхность частиц аммониевой соли хлорной кислоты;

порядка взаимодействия между дисперсной фазой и дисперсной средой.

Решение этих задач обеспечит формирование научно-технического задела для разработки и освоения в производстве промышленной технологии модифицирования ЭГКМ наноразмерными добавками.

Список использованных источников

1. Повышение плотности упаковки твердой фазы гетерогенного композиционного материала. Основные проблемы и пути их решения / А. Ф. Ильюшенко [и др.] // Порошковая металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. / редкол.: А. Ф. Ильюшенко [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2017. – Вып. 40. – С. 42–47.
2. Модифицирование энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала циклическими нитраминами / А. Ф. Ильюшенко, Е. Е. Петюшик, О. К. Кривонос // Вест. Нац. акад. Навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2018. – Т. 63, № 1. – С. 27–33. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-1-27-33>
3. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П. А. Витязь [и др.]; под общ. ред. П. А. Витязя. – Минск: Беларус. навука, 2013. – 381 с.
4. Кривонос, О. К. Моделирование процесса смешивания энергонасыщенного композиционного материала на основе генетического алгоритма / О. К. Кривонос // Сборник научных статей Военной академии Республики Беларусь. – Минск: Воен. акад. Респ. Беларусь, 2017. – Вып. 33. – С. 90–97.
5. Андриевский, Р. А. Наноструктурные материалы / Р. А. Андриевский, А. В. Рагуля. – М.: Академия, 2005. – 192 с.
6. Бернер, М. К. Наночастицы энергетических материалов. Способы получения и свойства / М. К. Бернер, В. Е. Зарко, М. Б. Талавар // Физика горения и взрыва. – 2013. – Т. 49, № 6. – С. 3–30.
7. Жорник, В. И. Антифрикционные композиционные материалы, модифицированные наноразмерными алмазно-графитовыми добавками: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06 / В. И. Жорник. – Минск, 2012. – 346 с.
8. Влияние гранулометрического состава частиц на плотность упаковки [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.sunspire.ru/articles/part14> – Дата доступа: 11.03.2019.
9. Кривонос, О. К. Технология модифицирования энергонасыщенного композиционного материала ультрадисперсными алмазами / О. К. Кривонос // Порошковая металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. / редкол.: А. Ф. Ильюшенко [и др.]. – Минск: Нац. акад. наук Беларуси, 2018. – Вып. 41. – С. 194–199.

References

1. Ilyushchenko A. F., Krivonos O. K., Petyushik E. E., Smirnov V. G. Increasing the packing density of the solid phase of a heterogeneous composite material. The main problems and ways for their solutions. *Poroshkovaya metallurgiya: Respublikanskiy mezhvedomstvennyy sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Inter-Institutional Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017. Iss. 40, pp. 42–47 (in Russian).
2. Ilyushchanka A. Ph., Piatsiushyk Ya. Ya., Kryvanos A. K. Modification of energy-saturated heterogeneous composite material with cyclic nitramines. *Vesti Natsyonal'noi akademii navuk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 1, pp. 27–33 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-1-27-33>

3. Vityaz' P. A., Zhornik V. I., Il'yshchenko A. F., Senyt' V. T., Komarov A. I., Korzhenevskii A. P., Ivakhnik A. V. *Nanodiamonds of Detonation Synthesis: Production and Application*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2013. 381 p. (in Russian).

4. Kryvanos A. K. Modeling the process of mixing energy-saturated composite material based on a genetic algorithm. *Sbornik nauchnykh statei Voennoi akademii Respubliki Belarus'* [Collection of Scientific Papers of the Military Academy of the Republic of Belarus]. Minsk, Military Academy of the Republic of Belarus, 2017. Iss. 33, pp. 90–97 (in Russian).

5. Andrievsky R. A., Ragulya A. V. *Nanostructured Materials*. Moscow, Academy Publ., 2005. 192 p. (in Russian).

6. Berner M. K., Zarko V. E., Talavar M. B. Nanoparticles of energy materials. Ways of production and properties. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2013, vol. 49, no. 6, pp. 625–647. <https://doi.org/10.1134/s0010508213060014>

7. Zhornik V. I. *Antifriction Composite Materials Modified with Nanoscale Diamond-Graphite Additives*. Minsk, 2012. 346 p. (in Russian).

8. *The effect of article size distribution on the packing density*. Available at: <https://www.sunspire.ru/articles/part14> (accessed 11 March 2019) (in Russian).

9. Kryvanos A. K. Modification technology of energy-saturated composite material with ultra-dispersed diamonds. *Poroshkovaya metallurgiya: Respublikanskii mezhvedomstvennyi sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Inter-Institutional Collection of Scientific Papers]. Minsk, National Academy of Sciences of Belarus, 2018. Iss. 41, pp. 194–199 (in Russian).

Информация об авторах

Ильющенко Александр Федорович – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, генеральный директор Государственного научно-производственного объединения порошковой металлургии – директор Института порошковой металлургии имени академика О.В. Романа, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Петюшик Евгений Евгеньевич – доктор технических наук, профессор, заместитель генерального директора по научной работе, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: pet65@bk.ru

Кривонос Олег Константинович – кандидат военных наук, заместитель генерального директора, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Krivonos_ok@tut.by

Information about the authors

Aliaksandr Ph. Ilyushchanka – Correspondent Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Director General of the State Research and Production Powder Metallurgy Association – Director of the O.V. Roman Powder Metallurgy Institute, State Research and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Yauheni Ya. Piatsiushyk – D. Sc. (Engineering), Professor, Deputy of Director General for Research, State Research and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: pet65@bk.ru

Aleh K. Kryvanos – Ph. D. (Military Science), Deputy of Director General, State Research and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: Krivonos_ok@tut.by

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

УДК 536.46:534.29

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-143-156>

Поступила в редакцию 10.12.2018

Received 10.12.2018

В. В. Клубович^{1,3}, М. М. Кулак², Б. Б. Хина³¹*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*²*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь*³*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь***СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ БОРИДОВ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА В ПОЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ**

Аннотация. На разработанной экспериментальной установке исследовано влияние ультразвуковых колебаний (УЗК) на температуру и скорость горения при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе (СВС) в системе Ti–B и структурно-фазовые состояния полученных боридов. Влияние УЗК на СВС разделено на тепловое и физическое (нетепловое). Тепловое воздействие связано с охлаждением поверхности образца из-за возникновения вынужденной конвекции окружающего газа, а физическое – с влиянием УЗК на комплексные процессы взаимодействия в волне СВС, такие как растекание расплава, гетерогенные реакции и массоперенос в жидкой фазе. Наложение УЗК на СВС-процесс приводит к изменению фазового состава продуктов синтеза. Для шихты состава Ti–1,0B содержание орторомбической модификации фазы TiB увеличивается от 78,2 % без УЗК до 82,9 % при амплитуде УЗК $\xi = 10$ мкм, а содержание кубической модификации этой фазы уменьшается с 9,2 % при $\xi = 0$ до 6,8 % при $\xi = 10$ мкм. Для всех исследованных составов количество остаточного титана и фазы Ti₃B₄ уменьшается, а содержание фазы TiB₂ увеличивается. Установлено, что проведение СВС в поле УЗК приводит к изменению удельной теплоемкости конечных продуктов синтеза: при увеличении амплитуды УЗК она возрастает на 4–5 %. Таким образом, показано, что наложение УЗК на СВС является эффективным физическим методом целенаправленного регулирования структурно-фазовых состояний и, следовательно, свойств продуктов синтеза и может быть использовано в качестве средства управления процессом синтеза.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), ультразвуковые колебания (УЗК), температура и скорость горения, бориды титана, фазовый состав

Для цитирования: Клубович, В. В. Структурно-фазовые состояния боридов титана, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в поле ультразвуковых колебаний / В. В. Клубович, М. М. Кулак, Б. Б. Хина // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 143–156. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-143-156>

V. V. Klubovich^{1,3}, M. M. Kulak², B. B. Khina³¹*Belorussian National Technical University, Minsk, Belarus*²*Institute of Technical Acoustics, National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus*³*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus***STRUCTURAL AND PHASE STATES OF TITANIUM BORIDES PRODUCED BY THE SELF-PROPAGATING HIGH-TEMPERATURE SYNTHESIS METHOD IN THE FIELD OF ULTRASOUND OSCILLATIONS**

Abstract. The effect of ultrasound oscillations (USO) on the velocity and temperature of combustion during self-propagating high-temperature synthesis (SHS) in the Ti–B system and structural and phase states of the produced titanium borides is studied using the earlier developed experimental setup. The effect of USO on SHS is subdivided into thermal and physical (non-thermal). The thermal influence is connected with cooling of the specimen surface because of the occurrence of forced convection of the ambient gas, and the physical effect is due to the action of USO on complex interaction processes in the SHS wave such as melt spreading, heterogeneous reactions and mass transfer in the liquid phase. Imposition of USO on the SHS process brings about changes in the phase composition of the synthesis products. For charge composition Ti–1.0B the content of orthorhombic modification of phase TiB increases from 78.2 % without USO to 82.9 % at the USO amplitude $\xi = 10$ mm, while the content of the cubic modification of this phase decreases from 9.2 % at $\xi = 0$ to 6.8 % at $\xi = 10$ mm. For all the examined compositions, the amount of residual titanium and Ti₃B₄ decreases and the content of TiB₂ increases. It is determined that carrying out SHS in the field of USO results in a change of the specific heat capacity of the target synthesis products: with raising the USO amplitude it increases by 4–5 %. Thereby it is shown that imposition of USO on SHS is an efficient physical method for purposeful regulation of structural and phase states and therefore properties of the synthesis products and can be used as a means for controlling the synthesis process.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis (SHS), ultrasound oscillations (USO), velocity and temperature of combustion, titanium borides, phase composition

For citation: Klubovich V. V., Kulak M. M., Khina B. B. Structural and phase states of titanium borides produced by the self-propagating high-temperature synthesis method in the field of ultrasound oscillations. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 143–156 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-143-156>

Введение. Изучение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), открытого в 1967 г. А. Г. Мержановым с соавторами¹, ведется на стыке химической физики, физики твердого тела и материаловедения. Исследование теории процессов СВС осуществляется на базе науки о горении, а изучение продуктов СВС – с помощью методов и представлений, развитых в физике твердого тела и материаловедении тугоплавких соединений. К достоинствам метода СВС относятся: высокие температуры (до 4000 К), благодаря которым происходит почти полное превращение исходных веществ в конечные; большие скорости нагрева, отсутствие внешних энергетических затрат для проведения процесса и простота его аппаратного оформления; малые времена синтеза, что объясняется высокой скоростью распространения волны горения (0,1–15 см/с). Совмещая метод СВС с дополнительными источниками тепла, удается получить практически любое тугоплавкое соединение [1, 2].

В связи с высокой температурой горения и быстротой завершения гетерогенных реакций управлять СВС-процессами (то есть волной горения) после их инициирования весьма трудно. Имеются многочисленные данные о том, что внешнее физическое воздействие, в частности электромагнитное поле, приложенное во время синтеза, изменяет кинетику горения, структуру и свойства продукта [3–5], при этом наблюдаемые эффекты невозможно свести только к тепловому влиянию (например, выделение джоулевой теплоты при пропускании электрического тока через образец, анализ которого проведен, например, в работах [6, 7]).

Макрокинетические характеристики процессов СВС, структура и свойства продуктов синтеза определяются множеством физических, технологических и химических свойств порошков исходных реагентов и их экзотермических смесей. Однако использование традиционных методов, предусматривающих регулирование процессов СВС путем изменения внешнего давления, начальной температуры шихты, состава и пористости смеси и размера частиц, не всегда приводит к желаемым результатам. Отличительной чертой процесса СВС является то, что синтез конечных продуктов происходит по необычным (с точки зрения физического материаловедения), неравновесным механизмам [8, 9]. Согласно положениям синергетики [10], для неравновесной системы даже слабое воздействие может существенно изменить ее состояние. Поэтому для регулирования процессов горения и структурообразования конечных продуктов (даже *in situ*) необходимо использовать внешние физические воздействия.

Одним из способов внешнего воздействия на процесс СВС являются мощные ультразвуковые колебания (УЗК) [11, 12]. Из [13–15] следует, что в реальной среде при прохождении по ней УЗ-волны происходит поглощение ультразвуковой энергии, приводящее к нагреву образца. Установлено, что скорость нагрева шихты за счет диссипации энергии УЗК мала по сравнению со скоростью нагрева в волне СВС, то есть роль изменения начальной температуры незначительна. На основе результатов измерений рассчитывали коэффициент теплоотдачи с поверхности осциллирующего образца. Показано, что наложение УЗК приводит к увеличению коэффициента теплоотдачи, что, вероятно, связано с ростом интенсивности конвективных потоков под действием УЗК вблизи поверхности образца, то есть изменением условий теплообмена, которое оказывает влияние на образование конечного продукта в волне СВС. Следовательно, при наложении УЗК на СВС изменится соотношение фаз в продукте синтеза из-за физического воздействия мощного ультразвука на конкурирующие процессы зародышеобразования и роста различных твердых фаз из высокотемпературного расплава на основе титана.

Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния УЗК на структурно-фазовые состояния получаемого продукта синтеза СВС-системы титан–бор (Ti–B). Следует

¹ Мержанов А. Г., Боровинская И. П., Шкиро В. М. Явление волновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций: диплом СССР на открытие № 287. Оpubл. в: Бюллетень изобретений. – 1984. – № 32. – С. 3.

отметить, что в известных работах по изучению воздействия УЗК на СВС-процесс в системах Ti–B и Ti–B–Fe [16, 17] основное внимание было уделено изменению характеристик горения (скорости и температуры), а влияние УЗК на фазовый состав СВС-продуктов не изучалось.

Материалы и методика эксперимента. Исследовали составы Ti + β B, где $\beta = 0,75, 1,0, 1,5, 2,0$ и $2,25$ – мольное соотношение компонентов. Для приготовления исходной шихты использовали порошки титана с размером частиц до 50 мкм и бор аморфный с удельной поверхностью 16,5 м²/г. После сушки в вакуумном шкафу (до 10 ч при 100 °С) порошки перемешивали в смесителе типа «пьяная бочка» производства «Вибротехник» (Россия) в течение 4 ч. Затем в смесь порошков для увеличения механической прочности вводили связку на основе клея 88 Н. Ее содержание не превышало 2 % от веса образца. Экспериментально установлено, что такое количество связки не приводит к изменению скорости и температуры горения. Далее из полученных смесей методом глухого прессования изготавливали образцы диаметром 20 мм. Образцы имели высоту 20–25 мм, выбор высоты образцов определялся требованиями обеспечения постоянства интенсивности УЗК по высоте образца. После прессования образцы помещали в вакуумный термостат и не менее 10 ч выдерживали при температуре 100 °С для обеспечения полимеризации связки. Величину относительной плотности спрессованных образцов выбирали на основании литературных данных, основным критерием при выборе был максимум скорости горения для конкретной системы. Относительная плотность образцов составляла 0,55–0,6.

Была изготовлена установка², позволяющая изучать влияние УЗК на параметры волны СВС: скорость, температуру горения и ее распределение по волне горения при изменении интенсивности подводимых УЗК. Синтез исследуемого образца проводили в среде аргона при давлении 1 МПа.

Рентгеноструктурный анализ синтезированных систем осуществлялся на дифрактометрическом комплексе D8 ADVANCE фирмы BRUKER (Германия) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Напряжение на рентгеновской трубке составляло 50 кВт, сила тока – 40 мА. Интервал сканирования 2θ при съемке равнялся 10–110° с шагом 0,05°, выдержка на точке сканирования – 5 с, скорость вращения образца – 15 мин⁻¹. В качестве монохроматора излучения использовали пиролитический графит. Фазовый и полуколичественный анализ дифрактограмм выполняли по программе EVA в объеме картотеки PDF-2 (Powder Diffraction File, International Centre for Diffraction Data), а параметры кристаллических решеток и размер кристаллитов определяли с помощью программы TOPAS (разработки фирмы BRUKER). Из полученных данных рассчитывали объем элементарной ячейки (ОЭЯ). Так как кристаллические решетки фаз Ti и TiB₂ имеют гексагональную сингонию, фаза TiB имеет орторомбическую и кубическую сингонию, а фаза Ti₃B₄ – орторомбическую, то объем элементарных ячеек для этих фаз рассчитывали по формулам [18]:

$$\begin{aligned} \text{для фаз Ti и TiB}_2: & \quad V = a^2 \times c \times \sin 120^\circ, \\ \text{для фаз TiB и Ti}_3\text{B}_4: & \quad V = a \times b \times c, \\ \text{для фазы TiB (куб.)} & \quad V = a^3, \end{aligned}$$

где a, b, c – параметры кристаллической решетки.

Калориметрический анализ продуктов синтеза проводили на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 822° фирмы Mettler Toledo (Швейцария).

Термодинамическое моделирование. Для сравнения экспериментальных данных с теоретическими оценками проведено термодинамическое моделирование взаимодействия в системе Ti–B в адиабатическом режиме с использованием компьютерной программы Terra (разработка Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана, Россия) [19, 20] с базой термодинамических данных (БТД), основанной на справочной литературе [21–24].

Термодинамическое моделирование (ТМ) применяется в теории и практике СВС для расчета адиабатической температуры горения T_{ad} [25] и равновесного состава продуктов при ней [26]. Сравнение результатов ТМ с экспериментальными данными может дать информацию о возможном механизме взаимодействия в волне СВС.

² Установка для синтеза тугоплавких соединений: полезная модель 4319 Республика Беларусь : МПК (2006) В 22F 3/00 / В.В. Клубович, М.М. Кулак, Л.Л. Платонов ; дата публ.: 30.04.2008.

На равновесной диаграмме состояния Ti–B [27] (рис. 1) присутствуют следующие фазы: титан ($T_m = 1941$ К), бор ($T_m = 2365$ К), TiB ($T_m = 2453$ К), Ti_3B_4 ($T_m = 2473$ К) и TiB_2 ($T_m = 3498$ К), где T_m – температура плавления. В соответствии с правилом рычага равновесный фазовый состав системы (в мол.%) при температурах ниже 1540 °С (температура эвтектики Ti– Ti_3B_4) определяется прямыми линиями, показанными на рис. 1; там же отмечен интервал исследованных составов. Равновесные доли продуктов для рассматриваемых составов приведены в табл. 1.

Поскольку в БТД программы Тегга отсутствует фаза Ti_3B_4 , ее термодинамические характеристики, а также данные для фаз TiB и TiB_2 были введены в БТД на основе работы [28], в которой рассчитывалась равновесная диаграмма Ti–B по методу CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams), применяемому для описания термодинамических функций конденсированных веществ и расчета равновесных диаграмм состояния [29, 30]. Эти данные выбраны потому, что они

Т а б л и ц а 1. Равновесное содержание фаз в продуктах синтеза для составов Ti + β B

Table 1. Equilibrium content of phases in the synthesis products for compositions Ti + β B

β	B, ат.%	Доли фаз, мас.%
0,75	42,86	88,1 % TiB + 11,9 % Ti
1,0	50,0	100 % TiB
1,5	60,0	86,2 % Ti_3B_4 + 13,8 % TiB_2
2,0	66,67	100 % TiB_2
2,25	69,23	98,7 % TiB_2 + 1,3 % B

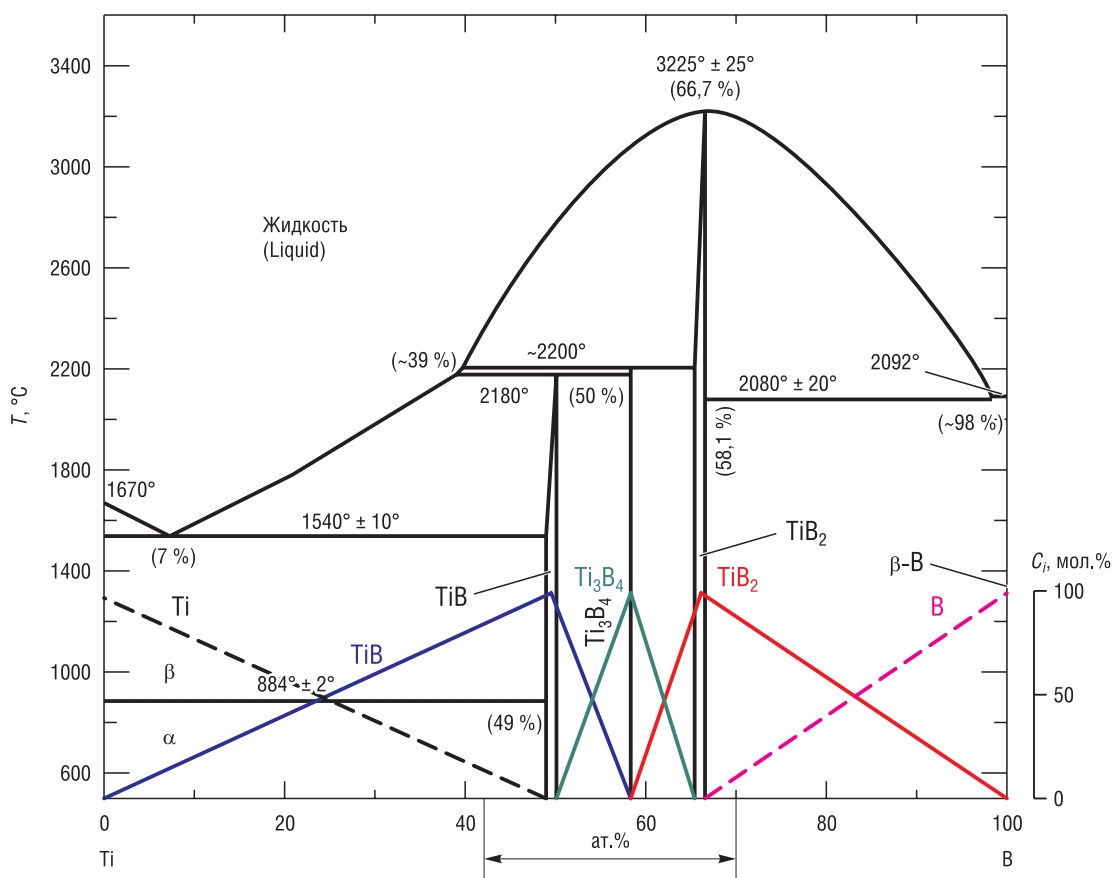


Рис. 1. Равновесная диаграмма состояния Ti–B [25] и равновесное содержание (C_i) фаз Ti, TiB, Ti_3B_4 , TiB_2 и B при температурах ниже 1540 °С (мол.%)

Fig. 1. Equilibrium phase diagram Ti–B [25] and equilibrium content (C_i) of phases Ti, TiB, Ti_3B_4 , TiB_2 and B at temperatures below 1540 °С (mol.%)

являются согласованными применительно к диаграмме состояния (в отличие от справочников [21–24], где параметры были получены в разное время и различными методами).

Рассчитанная адиабатическая температура взаимодействия T_{ad} и равновесный состав при ней приведены на рис. 2.

Во всем интервале составов шихты рассчитанные значения T_{ad} (рис. 2, *a*) превышают температуры плавления фаз, которые существуют при этих температурах на диаграмме состояния Ti–B (см. рис. 1), кроме TiB₂. Рассчитанные составы СВС-продуктов при T_{ad} , приведенные на рис. 2, *b*, являются неточными, поскольку программа Terra экстраполирует термодинамические параметры фазы TiB, которая при 2180 °С разлагается по перитектической реакции (см. рис. 1) на более высокие температуры. Ступенька на линии $T_{ad}(\beta)$ в интервале $\beta = 1,0–1,5$ (рис. 2, *a*) является артефактом – она связана с уменьшением доли «перегретой» фазы TiB и возрастанием доли твердого соединения TiB₂ (рис. 2, *b*).

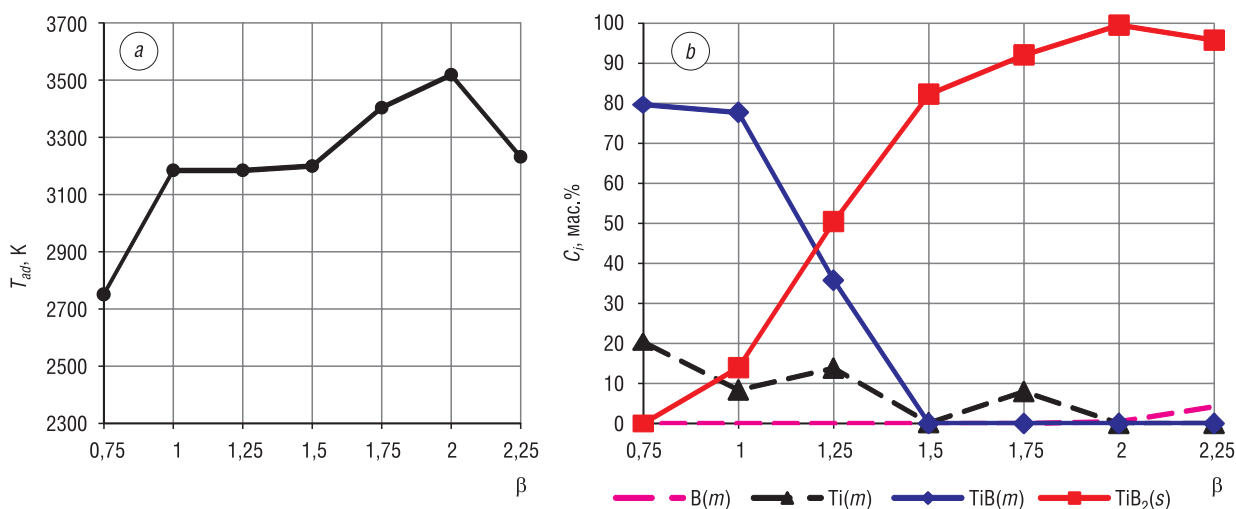


Рис. 2. Термодинамическое моделирование взаимодействия в шихте состава Ti + β B в адиабатическом режиме: *a* – адиабатическая температура СВС, *b* – равновесный состав при T_{ad} ; буквенное обозначение *m* относится к жидкому (molten) состоянию вещества, *s* – к твердому (solid)

Fig. 2. Thermodynamic modeling of interaction in charge with composition Ti + β B in the adiabatic regime: *a* – adiabatic SHS temperature, *b* – equilibrium composition at T_{ad} ; the letter *m* refers to the molten state of matter, *s* – to solid

В связи с этим выполнен расчет по программе Terra в адиабатическом режиме с использованием метода идеального раствора продуктов взаимодействия [31, 32], результаты которого показаны на рис. 3. В этом случае результаты расчета состава при T_{ad} (рис. 3, *b*) можно рассматривать как наличие в расплаве на основе титана группировок атомов (кластеров), состав которых соответствует фазам TiB и Ti₃B₄, и при этом имеется твердая фаза TiB₂.

Величина T_{ad} (см. рис. 3, *a*) для всех составов расположена между линиями ликвидуса и солидуса диаграммы Ti–B (см. рис. 1) (ближе к ликвидусу) и при $\beta = 2$, когда единственным продуктом является TiB₂, почти совпадает с точкой плавления фазы TiB₂. Доля расплава x_m при этом определяется из условия баланса энтальпии при $T_{ad} = T_m(\text{TiB}_2)$

$$H_{298}^0(\text{TiB}_2) + \int_{298}^{T_m(\text{TiB}_2)} C_p(\text{TiB}_2)dT + x_m \Delta H_m(\text{TiB}_2) = 0,$$

где C_p – теплоемкость, $H_{298}^0(\text{TiB}_2)$ – стандартная энтальпия образования фазы TiB₂, $\Delta H_m(\text{TiB}_2)$ – ее энтальпия плавления.

Расчет показал, что $x_m = 0,106 = 10,6$ мол.%, то есть энтальпии экзотермической реакции образования TiB₂ при $\beta = 2$ недостаточно для полного расплавления продукта.

Из результатов ТМ (при всех указанных недостатках этого метода) следует, что фазы TiB и Ti₃B₄ в продуктах СВС могут образоваться при более низких температурах, то есть после прохождения волны СВС, в результате перитектической кристаллизации (см. диаграмму Ti–B на

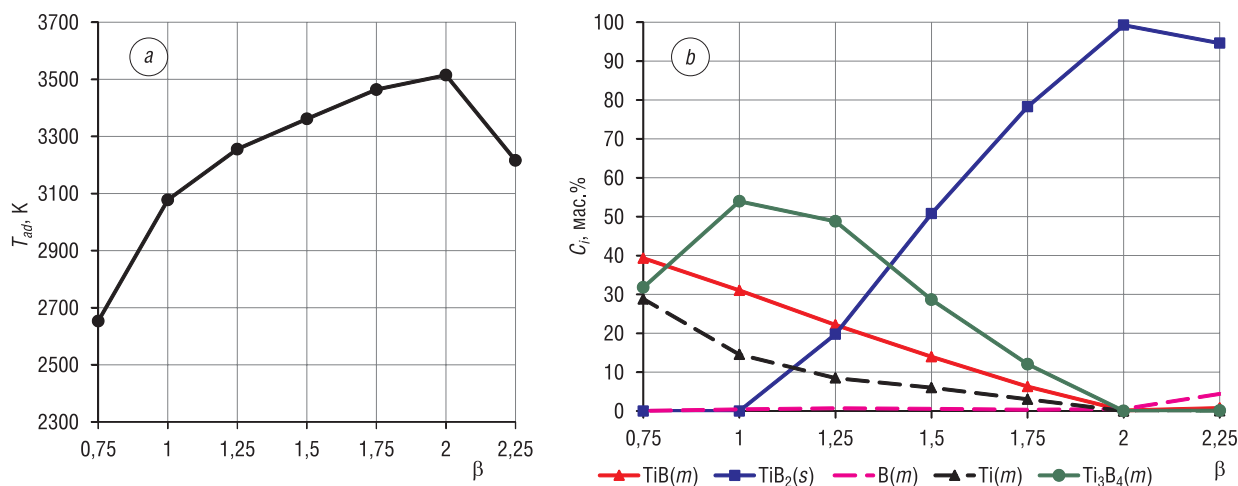


Рис. 3. Термодинамическое моделирование взаимодействия в шихте состава $Ti + \beta B$ в адиабатическом режиме при использовании модели идеального раствора продуктов взаимодействия: *a* – адиабатическая температура СВС, *b* – равновесный состав при T_{ad} ; буквенное обозначение *m* относится к жидкому (molten) состоянию вещества, *s* – к твердому (solid)

Fig. 3. Thermodynamic modeling of interaction in charge with composition $Ti + \beta B$ in the adiabatic regime using the model of the ideal solution of interaction products: *a* – adiabatic SHS temperature, *b* – equilibrium composition at T_{ad} ; the letter *m* refers to the molten state of matter, *s* – to solid

рис. 1) либо при твердофазном превращении, но тогда их формирование будет контролироваться диффузией. Поэтому должно иметь место сильное влияние УЗК на фазовый состав продукта, поскольку, как показано нами ранее [14, 15], колебания образца могут привести к снижению температуры горения из-за развития вынужденной конвекции окружающего газа.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение. На рис. 4 приведены экспериментально полученные зависимости относительного изменения температуры (*a*) и скорости горения (*b*) смеси титан-бор с различным соотношением компонентов от амплитуды подводимых УЗК. Здесь значение температуры (скорости) в отсутствие УЗК обозначено как $T(U)_0$, а $T(U)$ ξ – значение температуры (скорости) при наложении колебаний. Из указанных данных следует, что воздействие УЗК приводит к существенному изменению уровней скоростей горения независимо от соотношения компонентов в исходной смеси.

Наблюдаемое уменьшение скорости и температуры горения при наложении УЗК на СВС-процесс в данной системе согласуется с положениями классической теории горения [33]. Это связано, вероятнее всего, с тепловым фактором – охлаждением образца из-за вынужденной конвекции окружающего инертного газа (аргона) в результате колебаний образца.

Однако может также иметь место физическое, то есть нетепловое влияние ультразвука, которое должно проявляться в изменении структурно-фазового состояния продукта взаимодействия в волне СВС и его микроструктуры. Содержание фаз в зависимости от состава шихты (параметр β) в отсутствие УЗК показано на рис. 5. Видно, что при $\beta = 0.75$ содержание фазы TiB на $\approx 8\%$ ниже, а непрореагировавшего титана – выше равновесных значений (см. рис. 5 и табл. 1). Кроме того, в равновесном состоянии фаза TiB_2 должна отсутствовать (см. табл. 1), а по данным рентгенофазового анализа (РФА) она имеется в малом количестве (около 3%). Следовательно, процесс фазообразования без УЗК в этом составе близок к равновесному, но небольшое количество самой тугоплавкой фазы TiB_2 выделяется из расплава на основе титана при растворении в нем твердого бора в зоне реакции волны СВС. При этом фаза TiB ($T_m(TiB) > T_{CVC} \approx 2300$ K, см. рис. 4, *a*) также выделяется в зоне реакции по мере растворения бора в жидком титане.

При $\beta = 1.0$ (50 ат.% В), что соответствует 100% TiB в продукте синтеза, без УЗК отклонение результатов РФА от равновесного состава (см. табл. 1) несколько возрастает. Однако это отличие находится в пределах ошибки эксперимента: содержание TiB ниже теоретического на $\approx 10\%$, имеется менее 1% непрореагировавшего титана и 6,3% Ti_3B_4 (рис. 5).

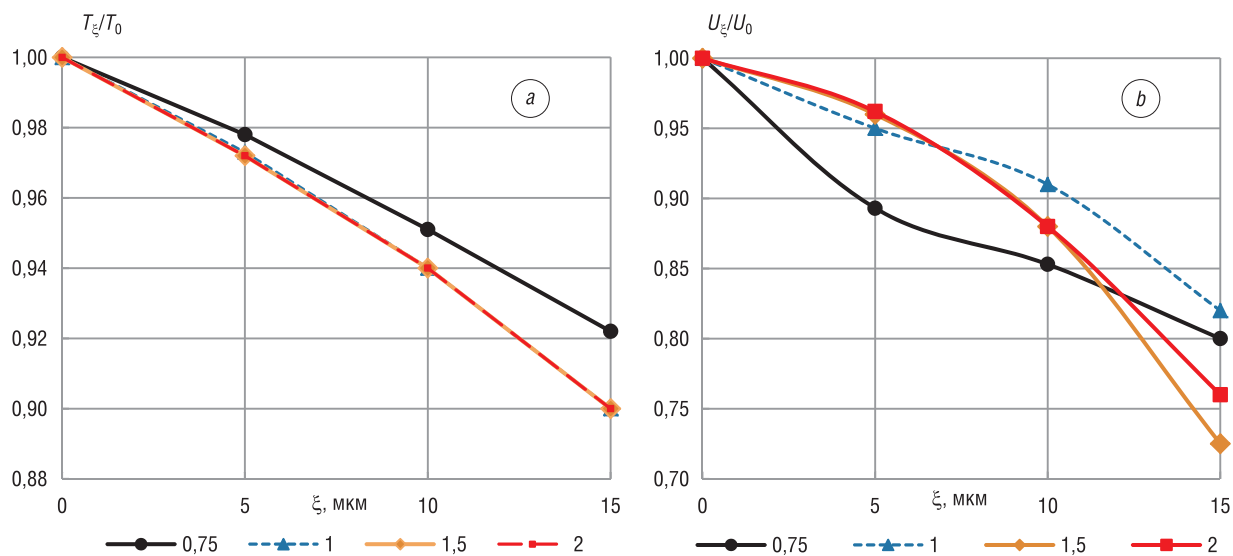


Рис. 4. Зависимости относительного изменения температуры (а) и скорости горения (b) составов системы Ti–B с различным мольным соотношением компонентов от амплитуды УЗК: ● – $\beta = 0,75$, ▲ – $\beta = 1,0$, ◆ – $\beta = 1,5$, ■ – $\beta = 2,0$
 Fig. 4. Relative changes of the combustion temperature (a) and velocity (b) in the Ti–B compositions with different molar ratio of components vs. the USO amplitude: ● – $\beta = 0,75$, ▲ – $\beta = 1,0$, ◆ – $\beta = 1,5$, ■ – $\beta = 2,0$

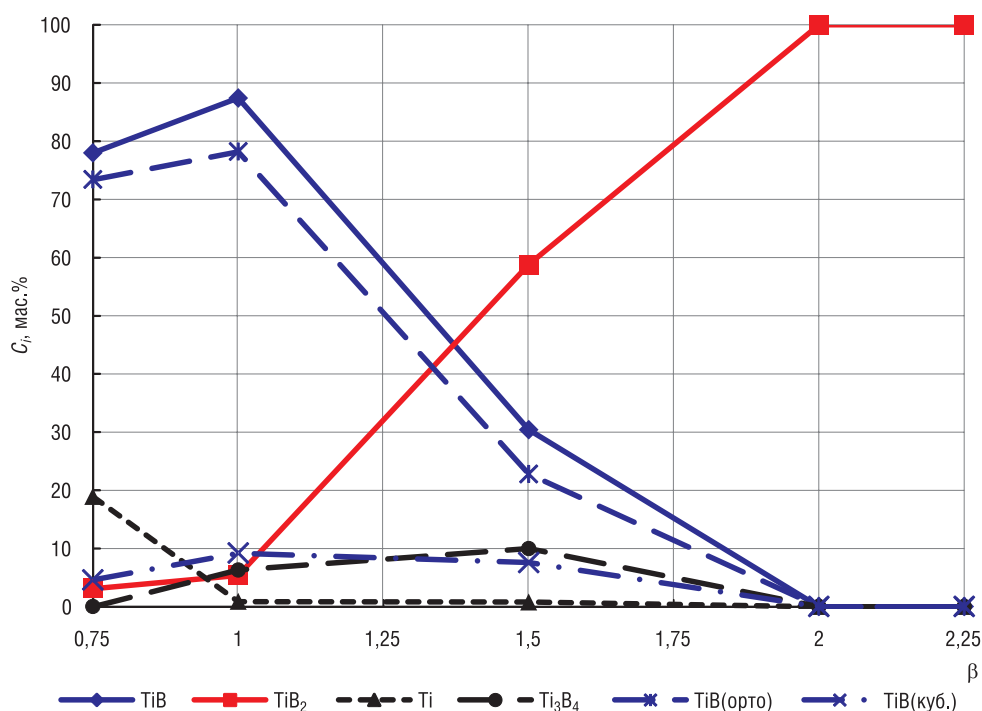


Рис. 5. Экспериментально определенный фазовый состав продукта при СВС без ультразвука в зависимости состава исходной шихты Ti + βВ
 Fig. 5. Experimentally determined phase composition of the SHS product without ultrasound vs. the composition of initial charge Ti + βВ

Как и в случае $\beta = 0,75$, фаза TiB_2 должна отсутствовать, но по результатам РФА она имеется в количестве $\approx 5\%$. При этом температура СВС выше точки плавления бора (см. рис. 4, а). Следовательно, фазообразование без УЗК протекает в условиях, близких к равновесным, но небольшое количество тугоплавкой фазы TiB_2 ($T_m(TiB_2) > T_{СВС} \approx 2420\text{ К}$) кристаллизуется из бинарного расплава Ti–B в зоне реакции волны СВС. Основной продукт (фаза TiB), у которого также $T_m > T_{СВС}$, формируется из расплава в зоне реакции.

При $\beta = 1,5$ температура СВС (≈ 2520 К) также выше $T_m(\text{В})$ и превышает точки плавления фаз TiВ и $\text{Ti}_3\text{В}_4$, но ниже, чем $T_m(\text{TiВ}_2)$. При этом фазовый состав СВС-продукта (рис. 6) существенно отличается от равновесного (см. табл. 1): количество фазы $\text{Ti}_3\text{В}_4$ в 8,6 раза ниже (10 % по данным РФА вместо 86 %), содержание TiВ_2 в 2 раза превышает равновесное (60 % по данным РФА вместо 13,8 % в табл. 1), и имеется 30 % фазы TiВ , которая должна отсутствовать. Следовательно, фазообразование в волне СВС в данном случае протекает в существенно неравновесных условиях, при этом важную роль играют кинетика кристаллизации расплава $\text{Ti}-\text{В}$ при его остывании в зоне догорания волны СВС, а также особенности строения бинарной диаграммы $\text{Ti}-\text{В}$ (см. рис. 1). Вероятно, при быстром остывании расплава не успевает пройти перитектическая реакция образования фазы $\text{Ti}_3\text{В}_4$, а при более низких температурах она не может образоваться из-за медленной диффузии в твердых фазах.

При $\beta = 2$ продукт состоит только из TiВ_2 (см. рис. 5), что отвечает исходному составу шихты; это соединение может образоваться путем кристаллизации бинарного расплава $\text{Ti} + \text{В}$, температура которого выше, чем $T_m(\text{В})$.

Также на рис. 5 видно, что при СВС без УЗК соотношение количества двух кристаллографических модификаций фазы TiВ (орторомбической **О** и кубической **С**) сильно изменяется с изменением исходного состава: так, при $\beta = 0,75$ отношение **О/С** $\approx 15,6$, а при $\beta = 1,5$ – **О/С** = 3.

Наложение УЗК на СВС-процесс системы $\text{Ti}-\text{В}$ при одном и том же соотношении компонентов β приводит к изменению соотношения фаз в продукте синтеза. Это наглядно представлено на рис. 6.

Видно, что для $\beta = 0,75$ и 1,0 (рис. 6, *a* и *b*) влияние УЗК на СВС менее выражено, чем для состава с $\beta = 1,5$ (рис. 6, *c*), что, вероятно, связано с относительно невысокой температурой СВС при наложении УЗК – она становится ниже $T_m(\text{В})$ (см. рис. 4).

В составе с $\beta = 0,75$ (рис. 6, *a*) с увеличением амплитуды УЗК содержание TiВ почти не меняется, изменяется соотношение между орторомбической и кубической модификациями этой фазы (доля последней увеличивается почти в 2 раза), несколько снижается количество остаточного титана при почти двукратном возрастании доли высокобористой фазы TiВ_2 .

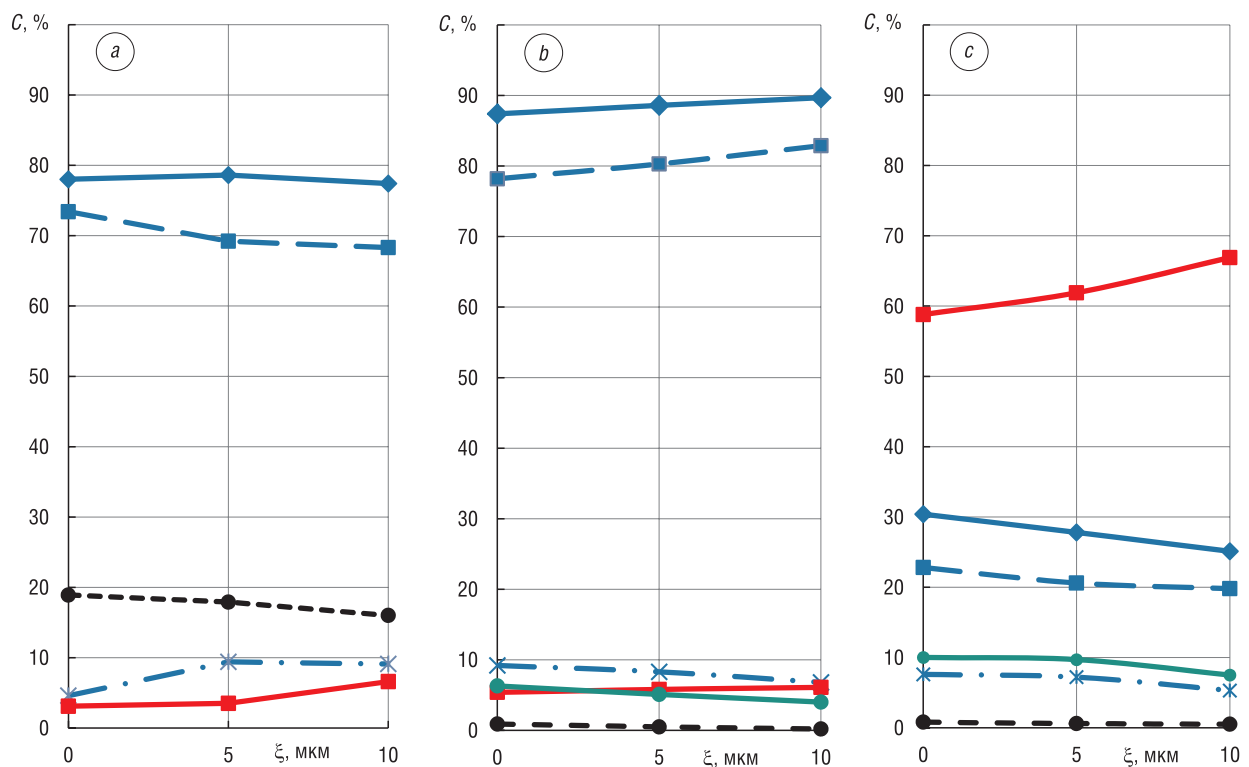


Рис. 6. Изменение содержания фаз при СВС в составах $\text{Ti} + \beta\text{В}$ от амплитуды УЗК: *a* – $\beta = 0,75$, *b* – $\beta = 1,0$, *c* – $\beta = 1,5$; ● – Ti ; ● – $\text{Ti}_3\text{В}_4$; ◆ – TiВ ; ■ – $\text{TiВ}(\text{ortho})$; × – $\text{TiВ}(\text{куб.})$; ■ – TiВ_2

Fig. 6. Changes in the content of phases at SHS in compositions $\text{Ti} + \beta\text{В}$ vs. the USO amplitude: *a* – $\beta = 0,75$, *b* – $\beta = 1,0$, *c* – $\beta = 1,5$; ● – Ti ; ● – $\text{Ti}_3\text{В}_4$; ◆ – TiВ ; ■ – $\text{TiВ}(\text{ortho})$; × – $\text{TiВ}(\text{cubic})$; ■ – TiВ_2

В шихте состава $\beta = 1,0$ (рис. 6, *b*) зависимость несколько иная: количество TiV изменяется мало. Имеет место обратное (по сравнению со случаем $\beta = 0,75$) соотношение орторомбической и кубической модификаций фазы TiV: доля первой увеличивается, а второй уменьшается (почти в 1,3 раза). Также возрастает доля TiV₂ и снижается содержание фазы Ti₃V₄. В этом составе при амплитуде УЗК $\xi = 5$ и 10 мкм температура СВС становится ниже точки плавления бора.

Наиболее сильно влияние УЗК на СВС проявляется в составе с $\beta = 1,5$ (рис. 6, *c*), где в исследованном интервале $\xi = 0-10$ мкм температура горения выше $T_m(V)$. Видно, что наложение УЗК на СВС ($\xi = 10$ мкм) приводит к увеличению содержания фазы TiV₂ в 1,14 раза, снижению доли фазы TiV на 20 % и уменьшению количества фазы Ti₃V₄ на 25 %. При этом отношение доли орторомбической модификации фазы TiV к кубической изменяется от 3 в отсутствии УЗК до 3,7 при $\xi = 10$ мкм.

Это свидетельствует о физическом (нетепловом) влиянии УЗК на СВС – изменении условий перемешивания расплава и кристаллизации зерен продукта. Можно утверждать, что такое влияние связано как с составом шихты, так и с температурой горения.

При этом имеет место положительная обратная связь: снижение температуры СВС из-за вынужденной конвекции окружающего газа вокруг осциллирующего образца сопровождается изменением фазового состава продукта из-за физического воздействия УЗК на гетерогенное взаимодействие и, как следствие, изменяется тепловыделение в волне СВС. Следовательно, существуют условия СВС (состав шихты и температура горения), при которых влияние УЗК на фазообразование при гетерогенном горении будет наиболее эффективным.

Для подтверждения результатов рентгеновских исследований фазового состава требовалась проверка с помощью метода, использующего другой физический принцип измерения. В качестве такого метода был выбран метод дифференциальной сканирующей калориметрии для определения удельной теплоемкости конечных продуктов синтеза.

На рис. 7 представлены графики зависимости удельной теплоемкости синтезированных фаз от амплитуды УЗК.

При росте амплитуды УЗК удельная теплоемкость продуктов синтеза повышается, что подтверждает увеличение содержания фазы TiV₂ во всех синтезированных образцах, так как теплоемкость фазы TiV₂ имеет наибольшее значение [34].

Поскольку, как уже отмечено, имеется физическое (нетепловое) влияние УЗК на СВС в данной системе, изменение условий кристаллизации продукта в волне СВС может сопровождаться изменением не только соотношения фаз, но и их кристаллографических параметров – периодов и объема элементарной ячейки. Это проявляется в искажении профилей дифракционных спектров и смещении центров тяжести характеристических пиков. В связи с этим по данным РФА выполнены расчеты параметров a , b , c кристаллических решеток (ПКР) фаз и объемы элементарных ячеек (ОЭЯ) V в продукте СВС. Полученные значения ПКР и ОЭЯ для всех фаз, имеющих в СВС-продуктах для составов Ti + β V, где $\beta = 0,75, 1,0$ и $1,5$, приведены в табл. 2–5. Точность определения ПКР составляет три знака после запятой (четвертый знак не является точным). Такая относительно невысокая точность связана с невозможностью использования линий под большими углами 2θ и, как правило, асимметричным искажением профиля дифракционной линии, что делало процедуру определения ПКР весьма чувствительной к удалению фона.

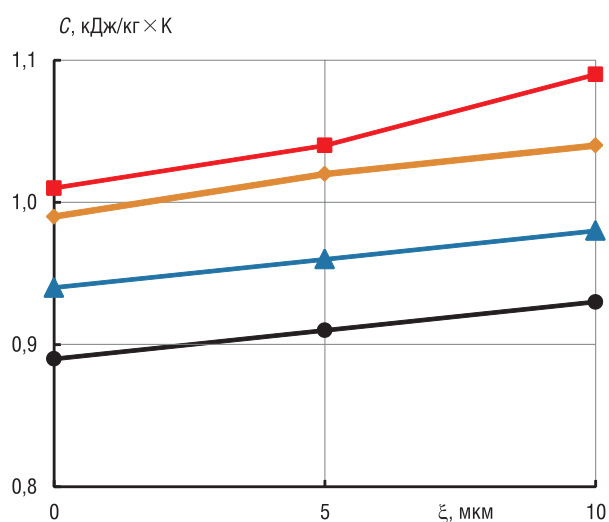


Рис. 7. Зависимость удельной теплоемкости синтезированного продукта с различным соотношением компонентов от амплитуды УЗК: ● – $\beta = 0,75$; ▲ – $\beta = 1,0$; ◆ – $\beta = 1,5$; ■ – $\beta = 2,0$

Fig. 7. Specific heat capacity of the synthesized product with different component ratio vs. the USO amplitude: ● – $\beta = 0,75$; ▲ – $\beta = 1,0$; ◆ – $\beta = 1,5$; ■ – $\beta = 2,0$

Т а б л и ц а 2. Зависимость параметров решетки и ОЭЯ фаз Ti, TiB и TiB₂ в СВС-продукте от амплитуды УЗК для состава Ti +0,75 В

Table 2. Dependence of the lattice parameters and unit cell volume of phases Ti, TiB and TiB₂ in the SHS product on the USO amplitude for composition Ti +0.75 В

Ti				TiB				TiB ₂		
ξ, мкм	a, Å	c, Å	V, Å ³	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å ³	a, Å	c, Å	V, Å ³
0	2,941 ₈	4,661 ₀	34,931 ₉	6,116 ₀	3,051 ₈	4,557 ₀	85,055 ₅	3,020 ₂	3,239 ₈	25,592 ₁
5	2,942 ₂	4,666 ₃	34,981 ₂	6,117 ₄	3,055 ₃	4,558 ₄	85,198 ₇	3,021 ₀	3,240 ₅	25,611 ₂
10	2,942 ₀	4,673 ₀	35,169 ₆	6,117 ₉	3,055 ₉	4,559 ₅	85,243 ₀	3,021 ₃	3,241 ₁	25,621 ₁
Эталон: a ₃ = 2,950 ₅ Å, c ₃ = 4,682 ₆ Å, V ₃ = 35,30 Å ³				Эталон: a ₃ = 6,12 Å, b ₃ = 3,06 Å, c ₃ = 4,56 Å, V ₃ = 85,40 Å ³				Эталон: a ₃ = 3,028 ₀ Å, c ₃ = 3,228 ₀ Å, V ₃ = 25,63 Å ³		

Т а б л и ц а 3. Зависимость параметров решетки и ОЭЯ фаз Ti и TiB в СВС-продукте от амплитуды УЗК для состава Ti + 1,0 В

Table 3. Dependence of the lattice parameters and unit cell volume of phases Ti and TiB in the SHS product on the USO amplitude for composition Ti +1.0 В

Ti				TiB			
ξ, мкм	a, Å	c, Å	V, Å ³	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å ³
0	2,948 ₄	4,681 ₈	35,245 ₄	6,117 ₇	3,054 ₂	4,559 ₀	85,183 ₄
5	2,948 ₅	4,681 ₉	35,248 ₆	6,118 ₀	3,054 ₅	4,559 ₃	85,202 ₉
10	2,948 ₇	4,682 ₁	35,254 ₉	6,118 ₁	3,054 ₈	4,559 ₅	85,215 ₁
Эталон: a ₃ = 2,950 ₅ Å, c ₃ = 4,682 ₆ Å, V ₃ = 35,30 Å ³				Эталон: a ₃ = 6,12 Å, b ₃ = 3,06 Å, c ₃ = 4,56 Å, V ₃ = 85,40 Å ³			

Т а б л и ц а 4. Зависимость параметров решетки и ОЭЯ фаз TiB₂ и Ti₃B₄ в СВС-продукте от амплитуды УЗК для состава Ti + 1,0 В

Table 4. Dependence of the lattice parameters and unit cell volume of phases TiB₂ and Ti₃B₄ in the SHS product on the USO amplitude for composition Ti +1.0 В

TiB ₂				Ti ₃ B ₄			
ξ, мкм	a, Å	c, Å	V, Å ³	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å ³
0	3,027 ₄	3,227 ₁	25,613 ₅	3,254 ₂	13,739 ₉	3,040 ₄	135,943 ₅
5	3,027 ₅	3,227 ₃	25,616 ₈	3,254 ₃	13,740 ₀	3,040 ₅	135,953 ₁
10	3,027 ₇	3,227 ₃	25,620 ₂	3,254 ₅	13,740 ₃	3,040 ₅	135,964 ₄
Эталон: a ₃ = 3,028 ₀ Å, c ₃ = 3,228 ₀ Å, V ₃ = 25,63 Å ³				Эталон: a ₃ = 3,259 ₀ Å, b ₃ = 13,730 ₀ Å, c ₃ = 3,042 ₀ Å, V ₃ = 136,120 ₀ Å ³			

Т а б л и ц а 5. Зависимость параметров решетки и ОЭЯ фаз Ti, TiB и TiB₂ в СВС-продукте от амплитуды УЗК для состава Ti + 1,5 В

Table 5. Dependence of the lattice parameters and unit cell volume of phases Ti, TiB and TiB₂ in the SHS product on the USO amplitude for composition Ti +1.5 В

Ti				TiB				TiB ₂		
ξ, мкм	a, Å	c, Å	V, Å ³	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å ³	a, Å	c, Å	V, Å ³
0	2,942 ₄	4,673 ₂	35,037 ₇	6,116 ₈	3,057 ₁	4,559 ₂	85,255 ₅	3,027 ₁	3,216 ₇	25,525 ₉
5	2,942 ₆	4,673 ₃	35,043 ₂	6,116 ₉	3,057 ₁	4,559 ₃	85,258 ₇	3,027 ₁	3,216 ₈	25,526 ₇
10	2,942 ₇	4,673 ₃	35,045 ₆	6,116 ₉	3,057 ₂	4,559 ₃	85,261 ₅	3,027 ₃	3,216 ₈	25,530 ₁
Эталон: a ₃ = 2,950 ₅ Å, c ₃ = 4,682 ₆ Å, V ₃ = 35,30 Å ³				Эталон: a ₃ = 6,12 Å, b ₃ = 3,06 Å, c ₃ = 4,56 Å, V ₃ = 85,40 Å ³				Эталон: a ₃ = 3,028 Å, c ₃ = 3,228 Å, V ₃ = 25,63 Å ³		

Из табл. 2–5 следует, что без УЗК ОЭЯ всех фаз, полученных в результате СВС, отклоняется от эталонных значений в сторону уменьшения, их кристаллическая решетка сжата. При увеличении амплитуды УЗК эта величина несколько увеличивается, смещается в сторону эталонных значений. Так, для состава Ti + 0,75В отношение ОЭЯ для титана изменилось от 0,989₅ до 0,999₆; для TiВ от 0,995₉ до 0,998₂; для TiВ₂ от 0,998₅ до 0,999₇ при увеличении амплитуды УЗК до 10 мкм. Это свидетельствует в пользу физического воздействия УЗК на гетерогенное взаимодействие в волне СВС.

Из вышеизложенных результатов исследования влияния УЗК на фазовый состав СВС-продуктов следует, что наложение УЗК на СВС-процесс является физическим методом целенаправленного воздействия как на параметры волны горения (скорость и температуру), так и на структурно-фазовые состояния конечных продуктов синтеза.

Заключение. Установлены закономерности влияния ультразвукового воздействия на СВС. Впервые разделено влияние УЗК на тепловое и физическое (нетепловое). Тепловое воздействие связано с охлаждением поверхности образца из-за возникновения вынужденной конвекции окружающего газа, а физическое – с влиянием УЗК на комплексные процессы взаимодействия в волне СВС (растекание расплава, гетерогенные реакции и массоперенос в жидкой фазе). Установлено, что для системы Ti–В, независимо от соотношения компонентов в исходной смеси, воздействие ультразвука приводит к уменьшению как скорости, так и максимальной температуры горения.

Показано, что наложение УЗК на СВС-процесс приводит к изменению фазового состава продуктов синтеза. Наибольшее количество фазы TiВ содержится в образцах Ti–1,0В, содержание свободного титана снижается при увеличении β от 0,75 до 2,25, содержание фазы Ti₃V₄ достигает максимума для $\beta = 1,5$. Так, для состава Ti–0,75В наложение УЗК приводит к уменьшению содержания фазы TiВ(орто) с 73,4 % без УЗК до 68,3 % при $\xi = 10$ мкм, при этом снижается доля непрореагировавшего титана с 18,9 % до 16,0 % и увеличивается количество фаз TiВ(куб.) с 4,6 % до 9,1 %, а TiВ₂ – почти в 2 раза. Для состава Ti–1,0В содержание фазы TiВ(орто) возрастает с 78,2 % при $\xi = 0$ до 82,9 % при $\xi = 10$ мкм, а доля TiВ(куб.) снижается с 9,2 % (без УЗК) до 6,8 % при $\xi = 10$ мкм. Для всех исследованных составов количество титана и фазы Ti₃V₄ уменьшается, а содержание TiВ₂ увеличивается.

Установлено, что проведение СВС в поле УЗК приводит к изменению удельной теплоемкости конечных продуктов синтеза: при увеличении амплитуды УЗК от 0 до 10 мкм она возрастает на 4–9 %.

Таким образом, наложение УЗК на СВС является эффективным физическим методом целенаправленного регулирования структурно-фазовых состояний и, следовательно, свойств продуктов синтеза и может быть использовано в качестве средства управления процессом синтеза.

Список использованных источников

1. Рогачев, А. С. Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетическую / А. С. Рогачев, А. С. Мукасян. – М.: Физматлит, 2012. – 400 с.
2. The solid flame phenomenon: A novel perspective / A. S. Mukasyan [et al.] // Adv. Eng. Mater. – 2018. – Vol. 20, №8. – 1701065 (9 p). <https://doi.org/10.1002/adem.201701065>
3. Морозов, Ю. Г. Нетепловое воздействие электрического поля на процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Ю. Г. Морозов, М. В. Кузнецов, А. Г. Мержанов // Докл. Акад. наук. – 1997. – Т. 352, №6. – С. 771–773.
4. Morozov, Yu. G. Electric fields in the processes of self-propagating high-temperature synthesis / Yu. G. Morozov, M. V. Kuznetsov, A. G. Merzhanov // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. – 1997. – Vol. 6, №1. – P. 1–13.
5. Microstructural aspects of the self-propagating high temperature synthesis of hexagonal barium ferrites in an external magnetic field / L. Affleck [et al.] / J. Mater. Chem. – 2000. – Vol. 10, iss. 8. – P. 1925–1932. <https://doi.org/10.1039/B002431G>
6. Feng, A. Effect of product conductivity on field-activated combustion synthesis / A. Feng, Z. A. Munir // J. Amer. Ceram. Soc. – 1997. – Vol. 80, iss 5. – P. 1222–1230. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1997.tb02968.x>
7. Mechanistic investigation of electric field-activated self-propagating reactions: experimental and modeling studies / R. Orrù [et al.] // Chem. Eng. Sci. – 2001. – Vol. 56, №2. – P. 683–692. [https://doi.org/10.1016/s0009-2509\(00\)00276-1](https://doi.org/10.1016/s0009-2509(00)00276-1)
8. К вопросу о равновесности продуктов СВС / А. Г. Мержанов [и др.] // Докл. Акад. наук. – 2004. – Т. 394, №4. – С. 498–502.
9. Khina, B. V. Combustion Synthesis of Advanced Materials / B. V. Khina. – N. Y.: Nova Science Publ., 2010. – 110 p.
10. Пригожин, И. Введение в термодинамику необратимых процессов / И. Пригожин. – Ижевск: R&C Dynamics, 2001. – 160 с.
11. Мальцев, В. М. Особенности горения системы титан-углерод в ультразвуковом поле / В. М. Мальцев, В. А. Селезнев, С. В. Писковский // Хим. физика. – 1984. – Т. 3, №12. – С. 1750–1754.

12. Максимов, Ю. М. Влияние ультразвуковых колебаний на горение системы титан–бор / Ю. М. Максимов, А. Г. Мержанов, А. И. Кирдяшкин // Проблемы технологического горения. – Черногоровка: Отд-ние Ин-та хим. физики АН СССР, 1981. – Т. 1: Кинетика, термодинамика, механизм и теория горения. – С. 53–55.
13. Влияние ультразвука на процесс горения / В. В. Клубович [и др.] // Докл. Акад. наук Беларуси. – 1992. – Т. 36, №9–10. – С. 799–801.
14. Khina, V. V. Effect of ultrasound on combustion synthesis of composite material “TiC – metallic binder” / V. V. Khina, M. M. Kulak // *J. Alloys Compd.* – 2013. – Vol. 578. – P. 595–601. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.030>
15. Кулак, М. М. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в системе Ti–C–Ni–Mo при наложении мощного ультразвука / М. М. Кулак, Б. Б. Хина // Инж.-физ. журн. – 2014. – Т. 87, №2. – С. 325–335.
16. Кирдяшкин, А. И. О влиянии капиллярного растекания на процесс горения безгазовых систем / А. И. Кирдяшкин, Ю. М. Максимов, А. Г. Мержанов // Физика горения и взрыва. – 1981. – Т. 17, №6. – С. 10–15.
17. Влияние ультразвуковых колебаний на горение конденсированных систем с твердофазными продуктами реакции / Ю. М. Максимов [и др.] // Физика горения и взрыва. – 1984. – Т. 20, №6. – С. 83–86.
18. Анищик, В. М. Структурный анализ: элементы теории, задачи, лабораторные работы / В. М. Анищик, Г. А. Гуманский. – Минск: Изд-во БГУ, 1979. – 136 с.
19. Трусов, Б. Г. Программная система Терра для моделирования фазовых и химических равновесий в плазмо-химических системах / Б. Г. Трусов // Сб. тр. IV Междунар. симп. по теоретической и прикладной плазмохимии, 13–18 мая 2005. – Иваново: Иванов. гос. хим.-технол. ун-т, 2005. – С. 2–11.
20. Белов, Г. В. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем / Г. В. Белов, Б. Г. Трусов. – М.: Моск. гос. техн. ун-т им. Н. Э. Баумана, 2013. – 96 с.
21. Kubaschewski, O. Metallurgical Thermochemistry / O. Kubaschewski, C. B. Alcock. – 5th ed. – Oxford, U.K.: Pergamon Press, 1979. – 392 p.
22. Chase, M. W. NIST-JANAF Thermochemical Tables: in 2 vol. / M. W. Chase. – 4th ed. – N. Y.: Amer. Chem. Society and the Amer. Institute of Physics for the National Institute of Standards and Technology, 1998. – Vol. 1, 2. – 1961 p.
23. Barin, I. Thermochemical Data of Pure Substances / I. Barin. – 3rd ed. – N. Y.: VCH Publ., 1995. – 2003 p. <https://doi.org/10.1002/9783527619825>
24. Barin, I. Thermochemical Properties of Inorganic Substances / I. Barin, O. Knacke. – Berlin: Springer, 1973. – 921 p.
25. Новиков, Н. П. Термодинамический анализ реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Н. П. Новиков, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов // Проблемы горения в химической технологии и металлургии / Объедин. ин-т хим. физики; под ред. А. Г. Мержанова. – Черногоровка, 1975. – С. 174–188.
26. Shiryayev, A. Thermodynamics of SHS processes: An advanced approach / A. Shiryayev // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* – 1995. – Vol. 4, №4. – P. 351–362.
27. Murray, J. L. The B–Ti (boron-titanium) system / J. L. Murray, P. K. Liao, K. E. Spear // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams.* – 1986. – Vol. 7, №6. – P. 550–555. <https://doi.org/10.1007/BF02869864>
28. Thermodynamic assessment of the Ti–B system / Xiaoyan Ma [et al.] // *J. Alloys and Compd.* – 2004. – Vol. 370, №1–2. – P. 149–158. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2003.09.017>
29. Stolen, S. Chemical Thermodynamics of Materials: Macroscopic and Microscopic Aspects / S. Stolen, T. Grande, N. L. Allan. – Chichester, UK: John Wiley & Sons, 2004. – 398 p. <https://doi.org/10.1002/0470092688>
30. Lukas, H. L. Computational Thermodynamics: The Calphad Method / H. L. Lukas, S. G. Fries, B. Sundman. – Cambridge, U.K.: Cambridge Univ. Press, 2007. – 313 p. doi.org/10.1017/cbo9780511804137
31. Определение равновесных характеристик расплавов Fe–Si с использованием модели идеального раствора продуктов взаимодействия методами термодинамического моделирования / Г. К. Моисеев [и др.] // Докл. Акад. наук. – 1994. – Т. 337, №6. – С. 775–778.
32. Турчанин, М. А. О применении теории идеального ассоциированного раствора для описания температурно-концентрационной зависимости термодинамических свойств бинарных расплавов / М. А. Турчанин, И. В. Белоконенко, П. Г. Агравал // Расплавы. – 2001. – №1. – С. 58–69.
33. Математическая теория горения и взрыва / Я. Б. Зельдович [и др.]. – М.: Наука, 1980. – 478 с.
34. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т. Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

References

1. Rogachev A. S., Mukasyan A. S. *Combustion for Material Synthesis*. Boca Raton, FL, CRC Press, 2015. 422 p.
2. Mukasyan A. S., Shuck C., Pauls J. M., Manukyan K. V., Moskovskikh D. O., Rogachev A. S. The solid flame phenomenon: A novel perspective. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 8, 1701065 (9 p.). <https://doi.org/10.1002/adem.201701065>
3. Morozov Yu. G., Kuznetsov M. V., Gerzhanov A. G. Non-thermal effect of the electric field on the process of self-propagating high-temperature synthesis. *Doklady Akademii nauk* [Reports of Academy of Sciences], 1997, vol. 352, no. 6, pp. 771–773 (in Russian).
4. Morozov Yu. G., Kuznetsov M. V., Merzhanov A. G. Electric fields in the processes of self-propagating high-temperature synthesis. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 1997, vol. 6, no. 1, pp. 1–13.
5. Affleck L., Aguas M. D., Parkin I. P., Pankhurst Q. A., Kuznetsov M. V. Microstructural aspects of the self-propagating high temperature synthesis of hexagonal barium ferrites in an external magnetic field. *Journal of the Materials Chemistry*, 2000, vol. 10, iss. 8, pp. 1925–1932. <https://doi.org/10.1039/B002431G>

6. Feng A., Munir Z. A. Effect of product conductivity on field-activated combustion synthesis. *Journal of the American Ceramic Society*, 1997, vol. 80, iss. 5, pp. 1222–1230. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1997.tb02968.x>
7. Orrù R., Cincotti A., Cao G., Munir Z. A. Mechanistic investigation of electric field-activated self-propagating reactions: experimental and modeling studies. *Chemical Engineering Science*, 2001, vol. 56, no. 2, pp. 683–692. [https://doi.org/10.1016/s0009-2509\(00\)00276-1](https://doi.org/10.1016/s0009-2509(00)00276-1)
8. Merzhanov A. G., Kovalev D. Yu., Shkiro V. M., Ponomarev V. I. On the question of the equilibrium of SHS products. *Doklady Akademii nauk* [Reports of Academy of Sciences], 2004, vol. 394, no. 4, pp. 498–502 (in Russian).
9. Khina B. B. *Combustion Synthesis of Advanced Materials*. New York, Nova Science Publ., 2010. 110 p.
10. Prigogine I. *Introduction to Thermodynamics of Irreversible Processes*. Springfield, 1955. 147 p.
11. Mal'tsev V. M., Seleznev V. A., Piskovskiy S. V. Specific features of combustion of the titanium-carbon system in the ultrasound field. *Khimicheskaya fizika = Russian Journal of Physical Chemistry B*, 1984, vol. 3, no. 12, pp. 1750–1754 (in Russian).
12. Maksimov Yu. M., Merzhanov A. G., Kirdyashkin A. I. Effects of ultrasonic vibrations on the combustion of the titanium–boron system. *Problems of Technological Combustion. Vol. 1. Kinetics, thermodynamics, mechanism and theory of combustion*. Chernogolovka, Department of the Institute of Chemical Physics USSR Academy of Sciences, 1981, pp. 53–55 (in Russian).
13. Klubovich V. V., Kirillov S. A., Kotin I. M., Kulak M. M. Effect of ultrasound on the combustion process. *Doklady Akademii nauk Belarusi = Doklady of the Academy of Sciences of Belarus*, 1992, vol. 36, no. 9–10, pp. 799–801 (in Russian).
14. Khina B. B., Kulak M. M. Effect of ultrasound on combustion synthesis of composite material “TiC – metallic binder”. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 578, pp. 595–601. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.030>
15. Kulak M. M., Khina B. B. Self-propagating high-temperature synthesis in the Ti–C–Ni–Mo system on application of powerful ultrasound. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2014, vol. 87, no. 2, pp. 333–343. <https://doi.org/10.1007/s10891-014-1017-1>
16. Kirdyashkin A. I., Maksimov Yu. M., Merzhanov A. G. Effects of capillary flow on combustion in a gas-free system. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 1981, vol. 17, no. 6, pp. 591–595. <https://doi.org/10.1007/BF00784246>
17. Maksimov Yu. M., Kirdyashkin A. I., Merzhanov A. G., Raskolenko L. G. Influence of ultrasonic vibrations on the combustion of condensed systems with solid-phase reaction products. *Combustion, Explosion and Shock Waves*, 1984, vol. 20, no. 6, pp. 669–672. <https://doi.org/10.1007/BF00757316>
18. Anishchik V. M., Gumanskiy G. A. *Structural Analysis: Elements of Theory, Problems, Laboratory Works*. Minsk, Belarusian State University Publ., 1979. 136 p. (in Russian).
19. Trusov B. G. Terra software system for modeling phase and chemical equilibria in plasmochemical systems. *Sbornik trudov IV Mezhdunarodnogo simpoziuma po teoreticheskoi i prikladnoi plazmokhimii, 13–18 maya 2005* [Proceedings of the IV International Symposium on Theoretical and Applied Plasma Chemistry, May 13–18, 2005]. Ivanovo, Ivanovo State University of Chemical Technology, 2005, pp. 2–11 (in Russian).
20. Belov G. V., Trusov B. G. *Thermodynamic Modeling of Chemically Reacting Systems*. Moscow, N. E. Bauman MSTU Publ., 2013. 96 p. (in Russian).
21. Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgical Thermochemistry*. 5th edition. Oxford, U. K., Pergamon Press, 1979. 392 p.
22. Chase M. W. *NIST-JANAF Thermochemical tables*. 4th edition. New York, Amer. Chem. Society and the Amer. Institute of Physics for the National Institute of Standards and Technology, 1998. 2 volumes. 1961 p.
23. Barin I. *Thermochemical Data of Pure Substances*. 3rd edition. New York, VCH Publ., 1995. 2003 p. <https://doi.org/10.1002/9783527619825>
24. Barin I., Knacke O. *Thermochemical Properties of Inorganic Substances*. Berlin, Springer-Verlag, 1973. 921 p.
25. Novikov N. P., Borovinskaya I. P., Merzhanov A. G. Thermodynamic analysis of reactions of self-propagating high-temperature synthesis. Merzhanov A. G. (ed.) *Problemy gorenija v khimicheskoi tekhnologii i metallurgii* [Problems of Combustion in Chemical Technology and Metallurgy]. Chernogolovka, 1975, pp. 174–188 (in Russian).
26. Shiryaev A. Thermodynamics of SHS processes: An advanced approach. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 1995, vol. 4, no. 4, pp. 351–362.
27. Murray J. L., Liao P. K., Spear K. E. The B–Ti (boron-titanium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1986, vol. 7, no. 6, pp. 550–555. <https://doi.org/10.1007/BF02869864>
28. Xiaoyan Ma, Changrong Li, Zhenmin Du, Weijing Zhang. Thermodynamic assessment of the Ti–B system. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, vol. 370, no. 1–2, pp. 149–158. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2003.09.017>
29. Stolen S., Grande T., Allan N. L. *Chemical Thermodynamics of Materials: Macroscopic and Microscopic Aspects*. Chichester, John Wiley & Sons, 2004. 398 p. <https://doi.org/10.1002/0470092688>
30. Lukas H. L., Fries S. G., Sundman B. *Computational Thermodynamics: The Calphad Method*. Cambridge, Cambridge University Press, 2007. 313 p. doi.org/10.1017/cbo9780511804137
31. Moiseev G. K., Vatolin N. A., Il'inyh N. I., Zaytseva S. I. Determining equilibrium characteristics of Fe–Si melts using the model of ideal solution of interaction products by the thermodynamic modeling methods. *Doklady Akademii nauk* [Reports of Academy of Sciences], 1994, vol. 337, no. 6, pp. 775–778 (in Russian).
32. Turchanin M. A., Belokonko I. V., Agraval P. G. On the use of the theory of ideal associated solution for describing the temperature and concentration dependence of thermodynamic properties of binary solutions. *Rasplavy = Melts*, 2001, no. 1, pp. 58–69 (in Russian).
33. Zeldovich Ya. B., Barenblatt G. I., Librovich V. B., Makhviladze G. M. *The Mathematical Theory of Combustion and Explosions*. New York, Consultants Bureau, 1985. 597 p.
34. Kosolapova T. Ya (ed.). *Properties, Production and Application of Refractory Compounds*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 928 p. (in Russian).

Информация об авторах

Клубович Владимир Владимирович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией пластичности, Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 220013, Минск, Республика Беларусь); главный научный сотрудник, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: v_klubovich@tut.by

Кулак Михаил Михайлович – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики металлов, Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (пр. генерала Людникова, 13, 210023, Витебск, Республика Беларусь). E-mail: mmk_vit@tut.by

Хина Борис Борисович – доктор физико-математических наук, доцент, главный научный сотрудник, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: khina@tut.by

Information about the authors

Vladimir V. Klubovich – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Head of the Laboratory of Plasticity, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., 220013, Minsk, Republic of Belarus); Chief Researcher, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: v_klubovich@tut.by

Mikhail M. Kulak – Ph. D. (Engineering), Senior Researcher, Laboratory of Metal Physics, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (13, General Ludnikov Ave., 210023, Vitebsk, Republic of Belarus). E-mail: mmk_vit@tut.by

Boris B. Khina – D. Sc. (Physics and Mathematics), Assistant Professor, Chief Researcher, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: khina@tut.by

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)
УДК 620.16(075.8)
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-157-165>

Поступила в редакцию 11.04.2019
Received 11.04.2019

Г. А. Гусаков¹, И. В. Гасенкова², Н. И. Мухуров², Г. В. Шаронов¹

¹*Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь*

²*Государственное научно-производственное объединение «Оптика, оптоэлектроника и лазерная техника», Минск, Беларусь*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ ИЗ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОАЛМАЗАМИ

Аннотация. Приводятся результаты исследования влияния добавок ультрадисперсных алмазов (УДА) с различным функциональным составом поверхности в кислотный электролит для формирования покрытий из пористого анодного оксида алюминия на поверхности подложек из сплава алюминия АМг-2 путем электрохимического окисления. УДА модифицировались последовательной термообработкой при 40 °С и 120 °С. Результаты модификации поверхности УДА контролировались методом ИК-спектроскопии. Анализ модифицированной поверхности проводился с помощью микротвердомера типа ПМТ-3, атомно-силового микроскопа SolverPro P47 и экспериментального электрометрического прибора. Отмечается повышение микротвердости и износостойкости покрытий из анодного оксида, сформированных на подложках из алюминиевого сплава, после различных постростовых термообработок. Показано, что, используя комбинированный способ, который основан на легировании анодного оксида алюминия в процессе синтеза модифицированными УДА и постростового отжига покрытий в вакууме при $T = 500$ °С, можно создать композиционный материал, обладающий в 2 раза более высокой твердостью и в 3 раза более высокой износостойкостью по сравнению с исходным покрытием. Результаты исследований могут быть использованы при создании нового поколения радиационно-стойких теплоотводящих оснований, нано- и микромеханических устройств, элементов пассивной и активной электроники, высококачественных деталей для космических аппаратов и спутников на современных композиционных материалах.

Ключевые слова: анодный оксид алюминия, ультрадисперсные алмазы, термообработка, микротвердость, износостойкость

Для цитирования: Исследование влияния термообработки на микротвердость и износостойкость покрытий из анодного оксида алюминия, модифицированных наноалмазами / Г. А. Гусаков [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 157–165. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-157-165>

G. A. Gusakov¹, I. V. Gasenkova², N. I. Mukhurov³, G. V. Sharonov¹

¹*A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, Minsk, Belarus*

²*State Scientific and Production Association "Optics, Optoelectronics and Laser Technology", Minsk, Belarus*

RESEARCH OF EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MICROHARDNESS AND WEARING RESISTANCE OF ANODIC OXIDE ALUMINUM COATINGS MODIFIED BY NANO DIAMONDS

Abstract. Anodizing of aluminum and its alloys is widely used in various fields of science and technology. The process of modifying porous anodic aluminum oxide with ultradispersed diamond (UDD) particles to improve the mechanical characteristics of coatings requires additional study. UDD was modified by consistent heat treatment at 40 °С and 120 °С. The results of the UDD surface modification were controlled by IR spectroscopy. The surface state analysis was carried out using the PMT-3 microhardnessmeter, the SolverPro P47 atomic-force microscope (AFM), and the experimental probe-electrometry device. One of the ways to improve the mechanical characteristics of such coatings is the use of ultradispersed diamonds with respective pretreatment of their surface. The article presents the results of a study of the influence of additives of ultradispersed diamonds with different functional surface composition in an acid electrolyte to form coatings of porous anodic alumina on the surface of AMg-2 aluminum alloy substrates by electrochemical oxidation. An increase in the microhardness and wear resistance of anodic oxide coatings formed on aluminum alloy substrates after various post-growth heat treatments is noted. It is shown that using a combined method based on doping anodic alumina in the process of synthesis with modified ultradispersed diamonds and post-growth annealing of the coatings obtained in vacuum at $T = 500$ °С, it is possible to obtain a composite material that is 2 times higher in hardness and 3 times higher in wear resistance compared to the initial coating. The research results can be used to create a new generation of radiation-resistant heat-removing bases, nano and micromechanical devices, elements of passive and active electronics, high-quality parts for spacecraft and satellites on modern composite materials.

Keywords: anodic aluminum oxide, ultradispersed diamonds, heat treatment, microhardness, wear resistance

For citation: Gusakov G. A., Gasenkova I. V., Mukhurov N. I., Sharonov G. V. Research of effect of heat treatment on microhardness and wearing resistance of anodic oxide aluminum coatings modified by nano diamonds. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryyya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 157–165 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-157-165>

Введение. Электрохимическое оксидирование деталей из алюминия и его сплавов широко применяется в различных областях промышленности для антикоррозионной защиты, повышения прочности и износостойкости, в узлах трения, в гибридных микросхемах, конденсаторных структурах и т. п. [1–3]. Анодное окисление используют в технологии создания электронных приборов и при изготовлении различного типа датчиков [4, 5]. Ранее проведенные исследования по легированию в процессе синтеза пористого анодного оксида алюминия (ПАОА) частицами ультрадисперсных алмазов (УДА) показали возможность улучшения механических характеристик получаемых покрытий. По данным [6] и патента № 2169800 RU «Способ получения электрохимического оксидноанодного алмазосодержащего покрытия алюминия и его сплавов» (авторы – Л. Бернгард, Г. К. Буркат, В. Ю. Долматов) в процессе электрохимического оксидирования частицы УДА благодаря малым размерам проникают в поры оксидной пленки и образуют композиционное покрытие с повышенной прочностью. Однако приводимые в различных источниках технологические регламенты получения высокопрочного композиционного покрытия на основе ПАОА, модифицированного наноалмазами [7, 8], носят неоднозначный характер. Нет полной ясности и в вопросе о механизме упрочнения ПАОА при легировании наноалмазами.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния постростовой термообработки на микротвердость и износостойкость покрытий на основе пористого анодного оксида алюминия, модифицированного УДА с различным функциональным составом поверхности.

Методика обработки УДА. Для модифицирования ПАОА использовали порошок марки УДА-ГО производства НП ЗАО «Синта» (г. Минск), представляющий собой продукт взрывного разложения смеси взрывчатых веществ с отрицательным кислородным балансом [9]. Очистка УДА от неалмазных примесей производилась в два этапа. Первый заключался в длительной обработке алмазной шихты азотной кислотой в критическом состоянии. На втором этапе проводились дополнительная кислотнo-щелочная (NaOH, H₂SO₄) обработка порошка, многократная отмывка дистиллированной водой и сушка. Диспергирование УДА осуществлялось в деионизованной воде при помощи ультразвуковой обработки (УЗО, 30 кГц, 75 Вт) в течение 40 мин. После УЗО полученные суспензии центрифугировались в течение 1 ч. Центрифугирование производилось на лабораторной центрифуге ОПм-8УХЛ4.2 при ускорении 1300 g. Далее отделялся супернатант¹, который затем использовался при приготовлении электролита для синтеза пленок ПАОА. Осадок после центрифугирования подвергался термообработке в сушильном шкафу при $T = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч, а затем – при $T = 120\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч. Путем сравнения массы высушенного осадка и исходного вещества определялась доля УДА, оставшаяся в супернатанте. Для контроля дисперсионного состава суспензий и их седиментационной устойчивости использовался метод анализа светорассеяния в диапазоне длин волн 200–1000 нм [10]. Для облегчения дезагрегации проводилась модификация поверхности исходного УДА (образец № 1) путем термообработки в вакууме при $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч (образец № 2) и на воздухе $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч (образец № 3). Результаты модификации поверхности УДА контролировались методом ИК-спектроскопии [11]. Анализ модифицированной поверхности проводился с помощью микротвердомера типа ПМТ-3, атомно-силового микроскопа SolverPro P47 и экспериментального электрометрического прибора.

Обсуждение полученных результатов. По данным ИК-спектроскопии основным функциональным элементом исходных УДА являются карбоксильные группы, которые присутствуют на поверхности наноалмазов как в нейтральном (полоса в области 1737 см^{-1}), так и в ионизованном (полосы 1460 и 1554 см^{-1}) состояниях [12, 13]. После вакуумного отжига УДА при $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$

¹ Супернатант – жидкая фаза, остающаяся после того, как нерастворимые вещества осаждаются в процессе центрифугирования или осаждения.

спектральные полосы в областях 1460 и 1554 см⁻¹ не наблюдаются. Интенсивность полосы в области 1737 см⁻¹ снижается в несколько раз и происходит смещение максимума в низкочастотную область вплоть до 1723 см⁻¹, что может быть связано с трансформацией карбоксильных групп в форму циклических или алифатических кетонов. Для образца №3 полосы, соответствующие карбоксильным группам, не наблюдаются. Вместо них в спектре присутствует интенсивная полоса 1793 см⁻¹, соответствующая колебаниям связи С=О в структуре лактона или кислотного ангидрида.

Для исходного УДА (образец №1) непосредственно после УЗО средний размер частиц в суспензии составляет ~130 нм. После центрифугирования средний размер частиц уменьшается до ~70 нм. При этом в суспензии остается порядка 20 % от исходной массы УДА. Полученная таким образом суспензия обладает относительно низкой устойчивостью. Полное выпадение УДА в осадок (оценивалось по просветлению коллоидного раствора) происходит за 5 дней [13, 14]. Приготовление суспензий из образцов №2, 3 производилось при тех же условиях, что и для исходного порошка УДА (образец №1). В результате проведенных исследований было установлено, что для обоих образцов после УЗО и центрифугирования в суспензии остается более 50 % от исходной массы УДА. Средний размер частиц для образца №2 составляет 60 нм, а для образца №3 – 35 нм. Обе суспензии достаточно стабильны. Уменьшение оптической плотности суспензий за 2 месяца не превысило 15 % [13, 14].

Для нанесения покрытий использовались подложки диаметром 100 мм и толщиной 0,7 мм из алюминиевого сплава АМг-2, обработанные по технологии алмазного точения с шероховатостью Ra ≤ 10 нм [15, 16]. При проведении синтеза покрытий ПАОА свежеприготовленные суспензии УДА добавлялись к электролиту из расчета 50 мг/л. Процесс электрохимического выращивания композитного материала на основе ПАОА, модифицированного наноалмазами, проводился с использованием электролитов на основе щавелевой и фосфорной кислот по двухступенчатой схеме, которая включает следующие технологические операции:

- 1) первичное анодирование алюминиевых пластин для выращивания тонкого (до 5 мкм) оксидного слоя на алюминии с целью улучшения однородности оксида алюминия по диаметрам пор при последующем вторичном анодировании;
- 2) удаление первичного анодного слоя для очистки рабочей поверхности алюминиевой пластины и последующего упорядоченного роста оксида алюминия;
- 3) вторичное анодирование алюминиевой пластины в течение 60 мин до толщины оксида ~40 мкм.

В табл. 1 приведены результаты измерений микротвердости и износостойкости для покрытий ПАОА, выращенных в электролите на основе щавелевой кислоты. Видно, что добавки УДА №1 и №3 приводят к некоторому увеличению микротвердости (на 10–15 %) по сравнению с исходным покрытием. Однако для этих образцов наблюдается существенное увеличение коэффициента трения, в результате чего износостойкость покрытий снижается в 1,4–1,6 раза. При добавке УДА №2 микротвердость покрытия не изменяется. Но для этого образца наблюдается снижение коэффициента трения и, как следствие, увеличение износостойкости в 1,6 раза.

Т а б л и ц а 1. Микротвердость и износостойкость покрытий ПАОА, выращенных в электролите на основе щавелевой кислоты

T a b l e 1. Microhardness and wear resistance of PAOA coatings grown in oxalic based electrolyte

Образец Sample	Микротвердость, ГПа Microhardness, GPa	Износостойкость, (Н·м)/мм ³ Wear resistance, (N·m)/mm ³
Покрытие ПАОА без добавки УДА PAOA coating without additives UDD	5,01 ± 0,32	3,9 · 10 ⁴
Покрытие ПАОА с добавкой УДА №1 PAOA coating with the addition of UDD No 1	5,67 ± 0,51	2,8 · 10 ⁴
Покрытие ПАОА с добавкой УДА №2 PAOA coating with the addition of UDD No 2	5,05 ± 0,30	6,4 · 10 ⁴
Покрытие ПАОА с добавкой УДА №3 PAOA coating with the addition of UDD No 3	5,56 ± 0,24	2,5 · 10 ⁴

Наиболее вероятное объяснение наблюдаемого эффекта заключается в следующем. Частицы УДА № 1 и № 3 содержат на поверхности большое количество карбоксильных или ангидридных функциональных групп. Эти группы могут образовывать водородные и/или ковалентные связи с молекулами оксида алюминия, что в результате приводит к увеличению микротвердости покрытия. Однако наличие этих же функциональных групп может способствовать увеличению взаимодействия между поверхностью покрытия и контртелом и, как следствие, росту коэффициента трения при проведении трибологических испытаний. Поверхность УДА № 2 очищена от функциональных групп. Оборванные углеродные связи, по-видимому, не взаимодействуют с оксидом алюминия. Поэтому добавка этого порошка не приводит к упрочнению покрытия ПАОА. Частицы УДА № 2, находящиеся на поверхности покрытия, выступают в качестве смазки при трибологических тестах. В итоге износостойкость полученного покрытия возрастает.

Таким образом, результат легирования ПАОА частицами УДА в процессе синтеза носит неоднозначный характер. С одной стороны, наличие на поверхности УДА химически активных функциональных групп приводит к упрочнению получаемых покрытий. С другой стороны, наличие этих же групп обуславливает ухудшение трибологических характеристик покрытия. По-видимому, решить эту проблему только путем модификации поверхности УДА невозможно. Исходя из сказанного, было предложено проводить дополнительную термообработку полученных покрытий. Опробованы два варианта термообработки. Первый вариант заключался в отжиге покрытий на воздухе при $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$, второй – в отжиге покрытий в вакууме при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Скорость набора температуры и охлаждения не превышала $150\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$.

Выбор режимов термообработок был основан на следующих соображениях. Отжиг на воздухе является обычной технологической операцией, применяемой для улучшения характеристик оксидных покрытий. Для ПАОА в результате отжига при $T > 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается значительное (в несколько раз) увеличение микротвердости, связанное с переходом изначально аморфного оксида алюминия в поликристаллический $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ при $T = 800\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующим переходом $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при $T = 1150\text{--}1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ [17, 18]. В нашем случае температура была ограничена стойкостью УДА к окислению. Известно, что при $T > 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ УДА начинает активно взаимодействовать с кислородом воздуха с образованием газообразных окислов углерода [19]. При этом возможно не только снижение содержания УДА, но и нарушение структуры

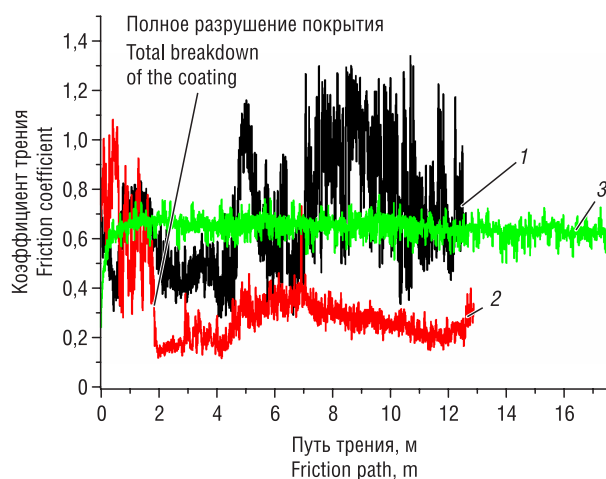


Рис. 1. Влияние постростовых термообработок на трибологические характеристики покрытия ПАОА с добавкой УДА № 3: 1 – исходный образец, 2 – отжиг на воздухе при $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 – отжиг в вакууме при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 1. The effect of post-growth heat treatments on the tribological characteristics of a PAAO coating with the addition of UDD No. 3: 1 – initial sample, 2 – annealing in air at $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 – vacuum annealing at $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$

поверхностных слоев покрытий. Вакуумный отжиг использовался для удаления находящихся на поверхности УДА карбоксильных и ангидридных функциональных групп, которые, как уже было показано, снижают трибологические характеристики модифицированных наноалмазами покрытий. Известно [11], что вакуумный отжиг УДА в температурном интервале $400\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к практически полному удалению карбоксильных и ангидридных функциональных групп с поверхности порошков. Таким образом, можно ожидать, что термообработка покрытий в вакууме приведет к снижению коэффициента трения. Предельная температура отжига была выбрана исходя из стойкости материала подложки (сплав АМг-2). Известно, что для этого сплава при $T \geq 520\text{ }^{\circ}\text{C}$ начинается плавление по границам зерен [20], в результате чего возможно нарушение структуры покрытия. Результаты дополнительной термообработки покрытий приведены на рис. 1 и в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Влияние постростовой термообработки на микротвердость покрытий

T a b l e 2. Effect of post-growth heat treatment on the microhardness of coatings

Образец Sample	Микротвердость, ГПа Microhardness, GPa		
	Исходный образец Initial sample	Отжиг на воздухе при $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$ Annealing in air at $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$	Отжиг в вакууме при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ Vacuum annealing at $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$
Покрытие ПАОА без добавки УДА PAOA coating without additives UDD	$5,01 \pm 0,32$	$7,35 \pm 1,55$	$5,04 \pm 0,45$
Покрытие ПАОА с добавкой УДА № 1 PAOA coating with the addition of UDD No 1	$5,67 \pm 0,51$	$7,20 \pm 0,45$	–
Покрытие ПАОА с добавкой УДА № 2 PAOA coating with the addition of UDD No 2	$5,05 \pm 0,30$	–	$5,58 \pm 0,42$
Покрытие ПАОА с добавкой УДА № 3 PAOA coating with the addition of UDD No 3	$5,56 \pm 0,24$	$7,63 \pm 0,48$	$10,9 \pm 0,5$

Видно, что в результате термообработки образцов на воздухе при $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$ для всех исследованных покрытий, в том числе и для покрытия, не содержащего УДА, наблюдается заметное увеличение микротвердости (на 40–50 %). Возможно, исходные покрытия содержали большое количество дефектов структуры, связанных с кислородными вакансиями. Термообработка образцов на воздухе при $T = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к удалению значительной части этих дефектов. Влияние добавки УДА на микротвердость отожженных покрытий не прослеживается. Однако имеется четко выраженное влияние на трещиностойкость. Так, для покрытия без добавки УДА отжиг на воздухе приводит к снижению трещиностойкости покрытия. При измерении микротвердости данного образца с нагрузкой 2 Н по углам отпечатка наблюдаются трещины длиной более 25 мкм. В образце с добавкой УДА № 1 также заметно образование трещин по углам отпечатков. Но длина их меньше и составляет порядка 10 мкм. Наконец, для образца с добавкой УДА № 3 трещины полностью отсутствуют, что свидетельствует о наличии эффективного связывания отдельных элементов покрытия.

Трибологические испытания показали, что для образца с покрытием без добавки УДА отжиг на воздухе не привел к существенным изменениям зависимости коэффициента трения от длительности истирания. Износостойкость образца возросла в ~ 2 раза и составила $8 \cdot 10^4$ (Н·м)/мм³. В образце с добавками УДА № 1 и № 3 (отжиг на воздухе) наблюдалось разрушение покрытия уже на начальном этапе испытания (рис. 1, кривая 2).

Результаты дополнительной термообработки покрытий в вакууме приведены на рис. 1 и в табл. 2. Вакуумный отжиг образца без добавки УДА не привел к заметному изменению механических характеристик покрытия. Для образца с добавкой УДА № 2 наблюдалось небольшое ($\sim 10\%$) увеличение микротвердости. Трибологические характеристики образца практически не изменились. В образце с добавкой УДА № 3 в результате термообработки в вакууме коэффициент трения ожидаемо снизился (рис. 1, кривая 3) и, как следствие, выросла износостойкость покрытия. Значение износостойкости составило $1,3 \cdot 10^5$ (Н·м)/мм³, что в ~ 5 раз выше, чем для образца без вакуумного отжига, и в ~ 3 раза выше, чем для исходного покрытия. Кроме того, наблюдается практически двукратное увеличение микротвердости образца (см. табл. 2).

Образцы, подвергнутые постростовой термообработке, были также исследованы методом ИК-спектроскопии. Результаты приведены на рис. 2. Для исходных покрытий, выращенных с использованием щавелевой кислоты, в спектрах наблюдается интенсивная двойная полоса поглощения с максимумами 1465 и 1575 см⁻¹. Данная полоса соответствует симметричным и антисимметричным колебаниям оксалат-иона. Для покрытий, выращенных с использованием фосфорной кислоты, в спектрах отмечается интенсивная полоса поглощения с максимумом 1145 см⁻¹, соответствующая фосфат-иону [12, 18]. Для обоих типов ПАОА наблюдается также широкая полоса в диапазоне 2500–3600 см⁻¹, связанная с валентными колебаниями связи О–Н в воде и в гидроксильных группах. Следует отметить, что для покрытий, осажденных с использованием щавелевой кислоты, в спектральной области полосы поглощения групп ОН наблюдаются дополнительные полосы с максимумами ~ 2700 и 3050 см⁻¹. Это говорит о наличии сильных внутримолекулярных связей групп ОН и, как правило, приписывается колебаниям в гидроксидах алюминия

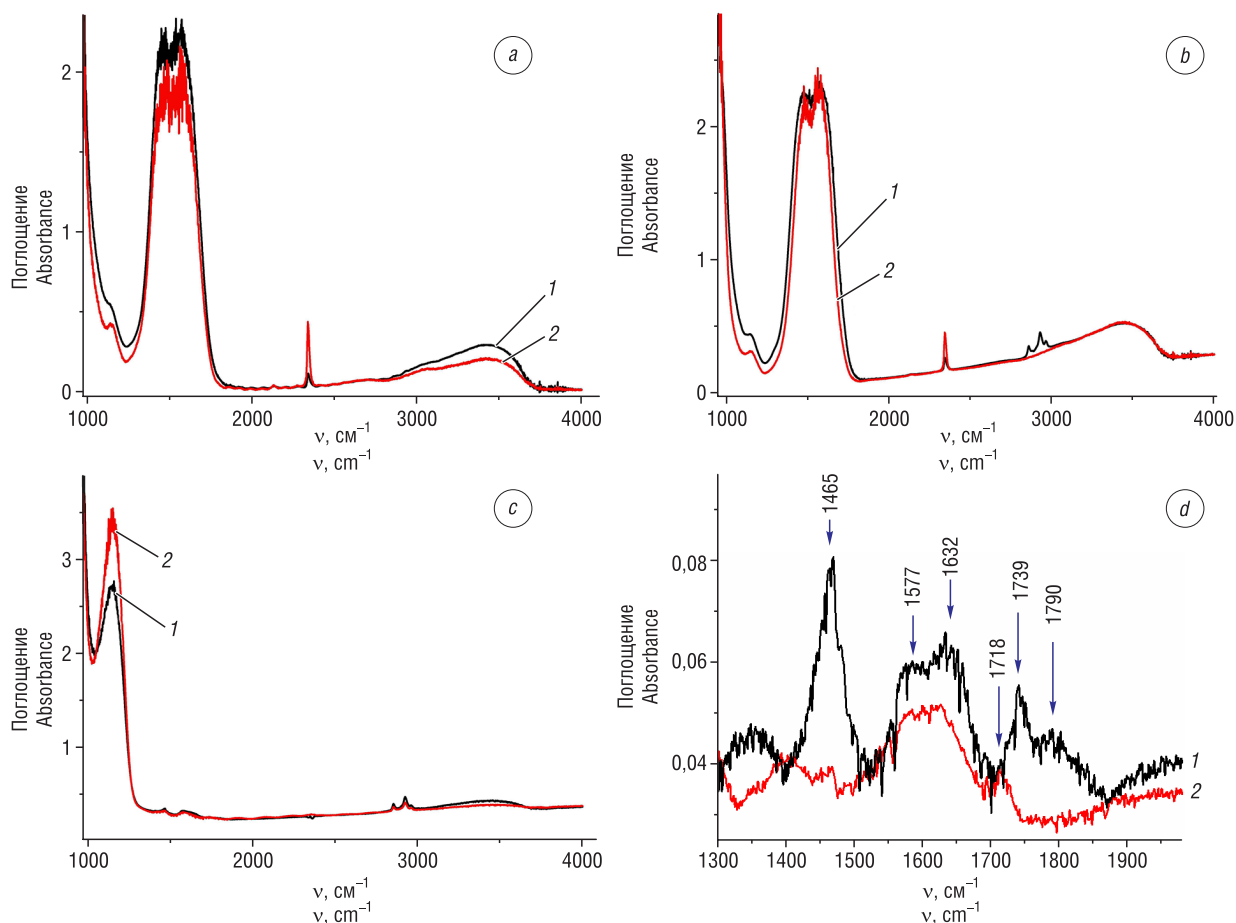


Рис. 2. Спектры ИК поглощения покрытий ПАОА, осажденных с использованием различных электролитов и подвергнутых постростовой термообработке: 1 – исходное покрытие, 2 – покрытие после термообработки; *a* – щавелевая кислота без добавки УДА в электролит, отжиг на воздухе при $T = 430$ °С; *b* – щавелевая кислота с добавкой УДА № 1, отжиг на воздухе при $T = 430$ °С; *c* и *d* – фосфорная кислота с добавкой УДА № 3, отжиг в вакууме при $T = 500$ °С

Fig. 2. IR absorption spectra of PAOA coatings deposited using various electrolytes and subjected to post-growth heat treatment: 1 – initial coating, 2 – coating after heat treatment; *a* – oxalic acid without the addition of UDA in the electrolyte; *b* – annealing in air at $T = 430$ °С; *c* and *d* – phosphoric acid with the addition of UDD No. 3, annealing in vacuum at $T = 500$ °С

различного состава [19]. Легирование покрытий УДА приводит к усилению в диапазоне 2800 – 3000 cm^{-1} поглощения, связанного с валентными колебаниями связей С–Н [20, 21]. Кроме того, для легированных покрытий наблюдается уменьшение светопропускания в области коротких длин волн. Этот эффект может быть связан с рассеянием света наноразмерными частицами УДА.

Из рис. 2, *a*, *b* также следует, что интенсивная полоса поглощения оксалат-иона полностью перекрывает спектральный диапазон, в котором расположены информативные линии функциональных групп на поверхности УДА. С этой точки зрения для анализа процессов взаимодействия ПАОА с наноалмазами методом ИК-спектроскопии предпочтительными являются покрытия, осажденные с использованием фосфорной кислоты. Из рис. 2, *d* (спектр 1) следует, что для УДА № 3, находящегося в составе композиционного покрытия, наблюдаются существенные изменения в составе функциональных групп по сравнению с исходным порошком. Видно, что появилась полоса карбоксильных групп 1739 cm^{-1} , а содержание ангидрида (полоса 1790 cm^{-1}) заметно уменьшилось. Особо следует отметить, что для композиционного покрытия большинство карбоксильных групп на поверхности УДА № 3 находятся в ионизованном состоянии (полосы 1465 и 1577 cm^{-1}). Это может свидетельствовать о наличии химической связи между оксидом алюминия и УДА.

Для нелегированного покрытия ПАОА, выращенного в электролите на основе щавелевой кислоты (рис. 2, *a*), отжиг на воздухе при $T = 430$ °С приводит к снижению содержания адсорбированной воды (полоса 3440 cm^{-1}). При этом интенсивность поглощения в полосах 2700 и 3050 cm^{-1} практиче-

ски не изменяется. Аналогичная картина наблюдается и для легированных УДА покрытий, кроме УДА №1 (рис. 2, *b*). Для этого образца интенсивность поглощения в полосе 3440 см^{-1} не изменяется. Отсюда следует, что УДА №1 располагается преимущественно на поверхности покрытия и эффективно связывает воду. При отжиге образца на воздухе этот УДА должен был окислиться, а его способность адсорбировать влагу – уменьшиться. Поскольку этого не наблюдается, то можно предположить, что УДА №1 располагается не только на поверхности покрытия, но и внутри пор. Для всех образцов отмечается некоторое снижение интенсивности поглощения в полосах колебаний групп COO^- и уменьшение полуширины этих полос (рис. 2, *a* и *b*). При этом увеличивается интенсивность поглощения в полосе 2340 см^{-1} , соответствующей колебаниям молекул CO_2 . Схожий эффект наблюдался в [22] при отжиге в интервале температур $T = 400\text{--}600\text{ }^\circ\text{C}$. Авторы предположили, что в этом температурном интервале происходит частичное термическое разложение встроенных радикалов щавелевой кислоты в соответствии с реакцией



причем образовавшиеся молекулы CO_2 оказываются инкапсулированы внутри покрытия.

Для покрытий ПАОА, выращенных в электролите на основе фосфорной кислоты (рис. 2, *c* и *d*), в результате постростовой термообработки на воздухе и в вакууме также отмечалось снижение интенсивности поглощения в полосе 3440 см^{-1} , связанной с адсорбированной водой. При этом во всех случаях наблюдается рост интенсивности поглощения в полосе 1145 см^{-1} , соответствующей фосфат-иону. Отсюда можно предположить, что в порах покрытия содержатся остатки электролита. Для покрытия, легированного УДА №3, в результате вакуумного отжига прослеживается существенная трансформация спектра поглощения функциональных групп наноалмазов в диапазоне $1300\text{--}1900\text{ см}^{-1}$ (рис. 2, *d*). Видно, что практически полностью исчезают полосы поглощения карбоксильных групп. Вместо них появляется полоса с максимумом 1718 см^{-1} , что говорит о трансформации карбоксильных групп в форму циклических или алифатических кетонов. Для данного образца в результате вакуумного отжига отмечалось существенное снижение коэффициента трения и рост износостойкости покрытия. Таким образом, подтверждается предположение о том, что трибологические характеристики модифицированных наноалмазами покрытий ПАОА в значительной степени определяются функциональным составом поверхности УДА. Удаление карбоксильных и ангидридных функциональных групп с поверхности УДА приводит к снижению коэффициента трения композиционных покрытий. Однако данные ИК-спектроскопии не позволяют сделать определенного предположения о механизме упрочнения покрытий ПАОА и композиционных покрытий в результате постростовых термообработок. Этот вопрос требует дополнительного исследования.

Заключение. Из приведенных экспериментальных данных следует, что для легирования ПАОА наилучшим образом подходят порошки УДА, подвергнутые дополнительной термообработке на воздухе при $T = 430\text{ }^\circ\text{C}$. Используя комбинированный способ, основанный на легировании ПАОА в процессе синтеза модифицированными УДА и постростового отжига полученных покрытий в вакууме при $T = 500\text{ }^\circ\text{C}$, был получен композиционный материал, обладающий в 2 раза более высокой твердостью и в 3 раза более высокой износостойкостью по сравнению с исходным покрытием. Эти характеристики превосходят имеющиеся аналоги и достигнуты при существенно (в 40 раз) меньшем расходе УДА. Разработанные покрытия могут быть использованы при создании нового поколения радиационно-стойких теплоотводящих оснований, нано- и микромеханических устройств, элементов пассивной и активной электроники, высококачественных деталей для космических аппаратов и спутников.

Список использованных источников

1. Хенли, В. Ф. Анодное окисление алюминия и его сплавов / В. Ф. Хенли; под ред. В. С. Синявского. – М.: Металлургия, 1986. – 153 с.
2. Лыньков, Л. М. Микроструктуры на основе анодной алюмооксидной технологии / Л. М. Лыньков, Н. И. Мухуров. – Минск: Бестпринт, 2002. – 216 с.
3. Сокол, В. А. Анодные оксиды алюминия / В. А. Сокол. – Минск: Бестпринт, 2011. – 431 с.
4. Елисеев, А. А. Функциональные наноматериалы / А. А. Елисеев, А. В. Лукашин; под ред. Ю. Д. Третьякова. – М.: Физматлит, 2010. – 452 с.
5. Гаврилов, С. А. Электрохимические процессы в технологии микро- и нанoeлектроники / С. А. Гаврилов, А. Н. Белов. – М.: Высш. образование, 2009. – 258 с.

6. Oxidation of Aluminum in the Presence of Nanodiamond Additives / G. K. Burkat [et al.] // *J. Superhard Mater.* – 2017. – Vol. 39, № 5. – P. 319–325. <https://doi.org/10.3103/S1063457617050033>
7. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П. А. Витязь [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2013. – 381 с.
8. Детонационные наноалмазы: технология, структура, свойства и применения / под ред. А. Я. Вуля, О. А. Шендеровой. – М.: Изд-во Физ.-техн. ин-та им. А. Ф. Иоффе РАН, 2016. – 379 с.
9. НП ЗАО «СИНТА»: производство наноалмазов, нанокристаллических и наноалмазных добавок [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://sinta.biz/nanoalmazy> – Дата доступа: 08.02.2019.
10. Оптические свойства гидрозолей детонационных наноалмазов / А. Е. Алексенский [и др.] // *Физика твердого тела.* – 2012. – Т. 54, вып. 3. – С. 541–548.
11. Влияние функционального состава поверхности на свойства водных суспензий ультрадисперсных алмазов / Н. В. Белько [и др.] // *Актуальные проблемы физики твердого тела: сб. докл. VIII Междунар. науч. конф., Минск, 24–28 сент. 2018 г.: в 3 т. / НППЦ НАН Беларуси по материаловедению; редкол.: Н. М. Олехнович [и др.].* – Минск, 2018. – Т. 3. – С. 15–17.
12. Gusakov, G. A. Modification of the Ultradispersed Diamonds Surface by Vacuum Heat Treatment / G. A. Gusakov, G. V. Sharonov // *Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP-2018), Zatocha, Ukraine, September 9–14, 2018: in 4 pt.* – Sumy, Sumy State University, 2018. – Pt. 2. – P. 02CBM03-1–02CBM03-4.
13. Krueger, A. The structure and reactivity of nanoscale diamond / A. Krueger // *J. Mater. Chem.* – 2008. – Vol. 18, № 13. – P. 1485–1492. <https://doi.org/10.1039/b716673g>
14. Седиментационная устойчивость водных суспензий ультрадисперсных алмазов / А. А. Таболич [и др.] // *Материалы и структуры современной электроники: материалы VIII Междунар. науч. конф., Минск, 10–12 окт. 2018 г. / редкол.: В. Б. Оджаяев (отв. ред.) [и др.].* – Минск: БГУ, 2018. – С. 338–341.
15. Контроль металлических поверхностей, обработанных алмазным наноточением, по работе выхода электрона / Г. В. Шаронов [и др.] // *Приборы и методы измерений.* – 2015. – Т. 6, № 2. – С. 196–203.
16. Совершенствование технологии изготовления и контроля качества зеркала-отражателей из алюминиевого сплава / Г. В. Шаронов [и др.] // *Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук.* – 2018. – Т. 63, № 3. – С. 351–357. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-351-357>
17. Mata-Zamora, M. E. Thermal evolution of porous anodic alumina: a comparative study / M. E. Mata-Zamora, J. M. Saniger // *Rev. Mex. Fis.* – 2005. – Vol. 51, № 5. – P. 502–509.
18. New and modified anodic alumina membranes. Part I. Thermotreatment of anodic alumina membranes / P. P. Mardilovich [et al.] // *J. Membrane Sci.* – 1995. – Vol. 98, iss. 1–2. – P. 131–142. [https://doi.org/10.1016/0376-7388\(94\)00184-Z](https://doi.org/10.1016/0376-7388(94)00184-Z)
19. Oxidation of Aluminum in the Presence of Nanodiamond Additives / G. K. Burkat [et al.] // *J. Superhard Mater.* – 2017. – Vol. 39, № 5. – P. 319–325. <https://doi.org/10.3103/s1063457617050033>
20. DSC study of alumina materials – applicability of transient DSC (Tr-DSC) to anodic alumina (AA) and thermoanalytical study of AA / R. Oza [et al.] // *Thermochim. Acta.* – 2000. – Vol. 352–353. – P. 91–97. [https://doi.org/10.1016/S0040-6031\(99\)00443-8](https://doi.org/10.1016/S0040-6031(99)00443-8)
21. Кошечев, А. П. Термодесорбционная масс-спектрометрия в свете решения проблемы паспортизации и унификации поверхностных свойств детонационных наноалмазов / А. П. Кошечев // *Рос. хим. журн.* – 2008. – Т. LII, № 5. – С. 88–96.
22. Photoluminescent properties of nanoporous anodic alumina doped with manganese ions / I. V. Gasenkova [et al.] // *J. Lumin.* – 2017. – Vol. 185. – P. 298–305. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2017.01.030>

References

1. Henli V. F. *Anodic Oxidation of Aluminium and its Alloys*. Pergamon, 1982. 180 p. <https://doi.org/10.1016/c2013-0-03472-x>
2. Lyn'kov L. M., Muhurov N. I. *Microstructures based on anodic alumina technology*. Minsk, Bestprint Publ., 2002. 216 p. (in Russian).
3. Sokol V. A. *Anodic Aluminum Oxide*. Minsk, Bestprint Publ., 2011. 431 p. (in Russian).
4. Eliseev A. A., Lukashin A. V., Tret'yakov Yu. D. (ed.). *Functional Nanomaterials*. Moscow, Fizmatlit Publ., 2010. 452 p. (in Russian).
5. Gavrilov S. A., Belov A. N. *Electrochemical Processes in Micro and Nanoelectronics Technology*. Moscow, Vysheeb obrazovanie Publ., 2009. 258 p. (in Russian).
6. Burkat G. K., Dolmatov V. Yu., Safronova I. V., Malygin A. A., Myllymäki V., Vehanen A., Nguyen Thi Thanh Binh. Oxidation of Aluminum in the Presence of Nanodiamond Additives. *Journal of Superhard Materials*, 2017, vol. 39, iss. 5, pp. 319–325. <https://doi.org/10.3103/S1063457617050033>
7. Vitjaz' P. A., Zhornik V. I., Il'yuschenko A. F., Senyut' V. T., Komarov A. I., Korzhenevskii A. P., Ivakhnik A. V. *Detonation Synthesis Nanodiamonds: Preparation and Application*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2013. 381 p. (in Russian).
8. Aleksenskii A. E., Dideikin A. T., Eydelman E. D., Osipov V. Yu., Shenderova O. A., Vul' A. Ya. *Detonation Nanodiamonds: Technology, Structure, Properties and Applications*. Moscow, Ioffe Institute Publ., 2016. 379 p. (in Russian).
9. NP CSC "SINTA": Production of nanodiamonds, nanocarbon and nanodiamond additives Available at: <http://sinta.biz/nanoalmazy> (accessed 8 February 2019) (in Russian).
10. Aleksenskii A. E., Vul' A. Ya., Konyakhin S. V., Reich K. V., Sharonova L. V., Eidel'man E. D. Optical properties of detonation nanodiamond hydrosols. *Physics of the Solid State*, 2012, vol. 54, iss. 3, pp. 578–585. <https://doi.org/10.1134/S1063783412030031>
11. Bel'ko N. V., Tabolich A. A., Lugovskii A. A., Parhomenko V. A., Gusakov G. A. The influence of the functional composition of the surface on the properties of water suspensions of ultrafine diamonds. *Aktual'nye problemy fiziki tverdogo*

go tela: sb. dokl. VIII Mezhdunar. nauch. konf., Minsk, 24–28 sent. 2018 g. T. 3 [Actual problems of solid state physics: Sat. report VIII Intern. scientific conf., Minsk, 24–28 September 2018. Vol. 3]. Minsk, Scientific-Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus, 2018, pp. 15–17 (in Russian).

12. Gusakov G. A., Sharonov G. V. Modification of the Ultradispersed Diamonds Surface by Vacuum Heat Treatment. *Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP-2018), Zatocha, Ukraine, September 9–14, 2018. Pt. 2.* Sumy, Sumy State University, 2018, pp. 02CBM03-1–02CBM03-4.

13. Krueger A. The structure and reactivity of nanoscale diamond. *Journal of Materials Chemistry*, 2008, vol. 18, no. 13, pp. 1485–1492. <https://doi.org/10.1039/b716673g>

14. Tabolich A. A., Bel'ko N. V., Lugovskii A. A., Parhomenko V. A., Gusakov G. A. Sedimentation stability of water suspensions of ultrafine diamonds. *Materialy i struktury sovremennoi elektroniki: materialy VIII Mezhdunar. nauch. konf., Minsk, 10–12 okt. 2018 g.* [Materials and structures of modern electronics: materials of the VIII International. scientific conf., Minsk, 10–12 October 2018]. Minsk, Belarusian State University, 2018, pp. 338–341 (in Russian).

15. Sharonov G. V., Zharin A. L., Muhurov N. I., Pantelev K. V. Control of metal surfaces machined in accordance with the diamond nanomachining technology based on the electron work function. *Pribory i metody izmerenii = Devices and Methods of Measurements*, 2015, vol. 6, no. 2, pp. 196–203 (in Russian).

16. Sharonov G. V., Gusakov G. A., Zharin A. L., Tyavlovskii A. K., Muhurov N. I. Improvement of technology of manufacturing and control of quality of mirrors-reflectors from aluminium alloy. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 3, pp. 351–357 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-351-357>

17. Mata-Zamora M. E., Saniger J. M. Thermal evolution of porous anodic alumina: a comparative study. *Revista Mexicana de Fisica*, 2005, vol. 51, no. 5, pp. 502–509.

18. Mardilovich P. P., Govyadinov A. N., Mukhurov N. I., Rzhavkii A. M., Paterson R. New and modified anodic alumina membranes. Part I. Thermotreatment of anodic alumina membranes. *Journal of Membrane Science*, 1995, vol. 98, iss. 1–2, pp. 131–142. [https://doi.org/10.1016/0376-7388\(94\)00184-Z](https://doi.org/10.1016/0376-7388(94)00184-Z)

19. Burkat G. K., Dolmatov V. Yu., Safronova I. V., Malygina A. A., Myllymäkic V., Vehanen A., Nguyen Thi Thanh Binh. Oxidation of Aluminium in the Presence of Nanodiamond Additives. *Journal of Superhard Materials*, 2017, vol. 39, no. 5, pp. 319–325. <https://doi.org/10.3103/s1063457617050033>

20. Oza R., Ochiai M., Ichimura N., Takahashi H., Inada T. DSC study of alumina materials – applicability of transient DSC (Tr-DSC) to anodic alumina (AA) and thermoanalytical study of AA. *Thermochimica Acta*, 2000, vol. 352–353, pp. 91–97. [https://doi.org/10.1016/S0040-6031\(99\)00443-8](https://doi.org/10.1016/S0040-6031(99)00443-8)

21. Koshcheev A. P. Thermodesorption mass spectrometry in the light of solution of the problem of certification and unification of the surface properties of detonation nano-diamonds. *Russian Journal of General Chemistry*, 2009, vol. 79, no. 9, pp. 2033–2044. <https://doi.org/10.1134/s1070363209090357>

22. Gasenkova I. V., Mukhurov N. I., Zhvavyi S. P., Kolesnik E. E., Stupak A. P. Photoluminescent properties of nanoporous anodic alumina doped with manganese ions. *Journal of Luminescence*, 2017, vol. 185, pp. 298–305. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2017.01.030>

Информация об авторах

Гусаков Григорий Анатольевич – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко» Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: gga68@rambler.ru

Гасенкова Ирина Владимировна – доктор физико-математических наук, доцент, ведущий научный сотрудник, Государственное научно-производственное объединение «Оптика, оптоэлектроника и лазерная техника» (Логойский тракт, 22, 220090, Минск, Республика Беларусь). E-mail: gasenkova@oelt.basnet.by

Мухуров Николай Иванович – доктор технических наук, заведующий лабораторией, Государственное научно-производственное объединение «Оптика, оптоэлектроника и лазерная техника» (Логойский тракт, 22, 220090, Минск, Республика Беларусь). E-mail: n.mukhurov@dragon.bas-net.by

Шаронов Геннадий Викторович – кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией, Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко» Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: sharonov@hotmail.ru

Information about the authors

Grigorii A. Gusakov – Ph. D. (Physics and Mathematics), Leading Researcher, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: gga68@rambler.ru

Irina V. Gasenkova – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Leading Researcher, State Scientific and Production Association “Optic, Optoelectronic and Laser Technique” (22, Logoiskii trakt, 220090, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: gasenkova@oelt.basnet.by

Nikolai I. Mukhurov – Dr. Sc. (Engineering), Head of the Laboratory, State Scientific and Production Association “Optic, Optoelectronic and Laser Technique” (22, Logoiskii trakt, 220090, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: n.mukhurov@dragon.bas-net.by

Genadii V. Sharonov – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of the Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: sharonov@hotmail.ru

В. Н. Пасовец^{1,2}, В. А. Ковтун³

¹*Университет гражданской защиты МЧС Беларуси, Минск, Беларусь*

²*ГНПО порошковой металлургии, Минск, Беларусь*

³*Гомельский филиал Университета гражданской защиты МЧС Беларуси, Гомель, Беларусь*

УПРОЧНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Аннотация. Рассмотрены механизмы упрочнения металлической матрицы частицами наноразмерного наполнителя. Выполнен сравнительный анализ расчетных и экспериментальных значений предела прочности для образцов на основе медной матрицы и углеродных нанотрубок (УНТ). Представлены линейная и среднеквадратическая модели упрочнения композиционных материалов с наноразмерным наполнителем. Показано, что применение среднеквадратической модели обеспечивает получение значений предела прочности близких к экспериментальным при концентрации УНТ в материале до 0,07 мас.%. Установлено, что по критерию прочности оптимальным содержанием УНТ в материале является 0,07 мас.%. С увеличением содержания УНТ в материале свыше 0,07 мас.% значения предела прочности, определенные экспериментальным путем, резко снижаются, что связано с разупрочнением металлической матрицы. Расчетным путем продемонстрировано, что механизм образования петель Орована является преобладающим механизмом упрочнения композиционных материалов медь – УНТ. Преобладание механизма упрочнения за счет образования петель Орована над другими механизмами упрочнения объясняется относительно низкой эффективностью передачи нагрузки между исходными компонентами материала из-за слабой межфазной связи между матрицей и наполнителем, недостаточно равномерным распределением УНТ в металлической матрице, агломерацией наноразмерного наполнителя, расположением некоторого количества УНТ в поровом пространстве металлической матрицы, наличием пор неправильной формы. Результаты исследований использованы при разработке новых антифрикционных композиционных материалов с улучшенными прочностными свойствами для узлов трения машин и механизмов различного назначения.

Ключевые слова: медь, металлическая матрица, углеродные нанотрубки (УНТ), порошок меди, предел прочности, упрочнение

Для цитирования: Пасовец, В. Н. Упрочнение композиционных материалов на основе металлической матрицы и углеродных нанотрубок / В. Н. Пасовец, В. А. Ковтун // Вес. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2019. – Т. 64, № 2. – С. 166–174. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-166-174>

V. N. Pasovets^{1,2}, V. A. Kovtun³

¹*University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of Belarus, Minsk, Belarus*

²*State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy, Minsk, Belarus*

³*Gomel branch of the University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of Belarus, Gomel, Belarus*

STRENGTHENING OF THE COMPOSITE MATERIALS BASED ON METAL MATRIX AND CARBON NANOTUBES

Abstract. Carbon nanotube (CNT)-reinforced powder nanocomposites based on copper matrix were successfully fabricated using a spark plasma sintering method. In this work, the mechanisms of hardening the metal matrix with nanosized filler particles were shown. A comparative analysis of the calculated and experimental values of the ultimate compressive strength for samples based on the copper matrix and carbon nanotubes was performed. Linear and root-mean-square models of hardening of composite materials with nano-sized filler were presented. The root-mean-square model allowed us to calculate reliably the values of the ultimate compressive strength at a concentration of CNT in the material up to 0.07 wt.%. The ultimate compressive strength decreases sharply when the content of CNTs in the material is more than 0.07 wt.%. The Orovan mechanism is the predominant mechanism of strengthening of composite materials: copper – CNT. The predominance of Orovan mechanism over other strengthening mechanisms is explained by the relatively low transfer efficiency of the load between the initial components of the material due to the weak interfacial connection between the matrix and the filler, the insufficiently uniform distribution of CNTs in the metal matrix, the agglomeration of nanosized filler, the location of a certain number of CNTs in the pore space of the metal matrix, the presence of pores of irregular shape. The results of the work were used in the development of new antifriction composite materials with improved strength properties for friction units of machines and mechanisms for various purposes.

Keywords: copper, metal matrix, carbon nanotubes (CNT), copper powder, ultimate compressive strength, strengthening

For citation: Pasovets V. N., Kovtun V. A. Strengthening of the composite materials based on metal matrix and carbon nanotubes. *Vestsi Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 166–174 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-166-174>

Введение. Благодаря высоким механическим и физическим свойствам углеродные нанотрубки (УНТ) считаются оптимальным армирующим материалом для композитов с металлической матрицей [1, 2]. Введение небольшого количества УНТ в состав композиционных материалов на основе металлической матрицы может значительно улучшить их механические свойства [3, 4]. Кроме того, с развитием технологий синтеза УНТ их цена становится все более приемлемой. Это делает их доступными для широкого использования в нанокompозитах [5], которые, обладая высокими механическими свойствами, имеют огромный потенциал применения в аэрокосмической, автотракторной и энергетической отраслях промышленности.

Продолжает оставаться актуальной проблема получения композиционных материалов на основе медной матрицы, так как медь и медные сплавы являются универсальными и одними из самых доступных материалов. Благодаря сочетанию таких свойств меди, как прочность, высокие тепло- и электропроводность, коррозионная стойкость, хорошая обрабатываемость и пластичность, данный материал получил широкое распространение в технике.

Технологии получения изделий развиваются в направлении увеличения коэффициента использования металла при сохранении или улучшении свойств материала. При этом изготовление деталей методами порошковой металлургии отвечает требованиям ресурсосбережения. Изделия из порошковых материалов по физико-механическим, триботехническим и эксплуатационным характеристикам не уступают традиционно используемым металлам и сплавам. Важно отметить, что порошковые технологии также являются эффективным способом утилизации отходов промышленности.

Одним из перспективных и экономически обоснованных порошковых методов получения материалов на основе металлической матрицы можно назвать электроконтактное спекание. Однако разработка и применение порошковых композитов на основе медной матрицы для изготовления деталей технических устройств различного назначения требует на этапе проектирования проведения исследований прочностных свойств получаемых материалов.

Многочисленные публикации, например [3, 4], указывают на повышение прочности металлической матрицы при введении в нее УНТ. К механизмам упрочнения при введении УНТ в металлическую матрицу относятся: механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам, механизм образования дислокаций за счет различия коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы, механизм образования петель Орована и механизм зернограницного упрочнения Холла–Петча. Рассмотрим каждый механизм подробнее.

Механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам основан на модели сдвигового «запаздывания», которая первоначально была представлена в [6] для описания механического поведения композиционных материалов. В данной модели предполагается, что упрочняющая фаза и матрица идеально сопряжены, то есть обладают высокой адгезионной прочностью границы между упрочняющими компонентами и матрицей при однородном распределении наполнителя в матрице. Благодаря хорошему сопряжению напряжения передаются от матрицы к упрочняющим компонентам только через сдвиговые напряжения, что и способствует «запаздыванию» сдвига матрицы. Иными словами, общая деформация композита меньше, чем матрицы, благодаря меньшей деформации упрочняющей фазы при воздействии одинаковой нагрузкой. Так как нагрузка от матрицы к упрочняющим компонентам, в данном случае к УНТ, передается посредством межфазных напряжений сдвига, то увеличение предела прочности композитов за счет реализации данного механизма упрочнения может быть выражено в виде следующей формулы [7]:

$$\Delta\sigma_{\text{ПК}} = V_{\text{УНТ}} \sigma_{\text{ПМ}} \left(\frac{l}{2d} - 1 \right), \quad (1)$$

где $\sigma_{\text{ПМ}}$ – предел прочности спеченной матрицы, Па; l – средняя длина УНТ, м; d – средний диаметр УНТ, м; $V_{\text{УНТ}}$ – объемная доля УНТ.

Увеличение предела прочности композитов, вызываемое различием коэффициентов термического расширения исходных компонентов, объясняется локальным образованием дислокаций в результате отличия параметров кристаллических решеток металлической матрицы и углеродного наноразмерного наполнителя. На данный момент практически нет исследований, посвященных изучению реализации механизма упрочнения за счет разницы коэффициентов термического расширения. Однако на основе существующих работ, например [8, 9], можно отметить, что чем выше разница коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы, тем выше увеличение прочности, которое может быть достигнуто. Повышение предела прочности композиционного материала, обусловленное различием коэффициентов термического расширения, можно записать в виде [9]

$$\Delta\sigma_{\text{ПТ}} = \alpha G_{\text{М}} b \sqrt{\frac{12\Delta T \Delta C V_{\text{УНТ}}}{bd}}, \quad (2)$$

где α – геометрический фактор, который зависит от распределения дислокаций в структуре материала (для меди $\alpha = 0,3$ при дисперсности частиц 110 мкм и $\alpha = 0,44$ при дисперсности частиц 20 мкм) [10]; $G_{\text{М}}$ – модуль сдвига медной матрицы, $G_{\text{М}} = 42,1$ ГПа; b – вектор Бюргера матрицы (для меди 0,256 нм) [11]; ΔT – разница между температурами изготовления (1073 К) и испытания (298 К) материала, $\Delta T = 775$ К; ΔC – разница коэффициентов термического расширения матрицы и УНТ (коэффициенты термического расширения для меди и УНТ равны $1,66 \cdot 10^{-5} \text{ К}^{-1}$ и 10^{-6} К^{-1} соответственно) [12–14].

Образование петель Орована существенно влияет на упрочнение нанокompозитов с металлической матрицей, армированных УНТ, поскольку наноразмерные частицы затрудняют движение дислокаций, что приводит к «изгибам дислокаций» между распределенными в матрице УНТ [15]. Так как кристаллическая решетка упрочняющей наноразмерной фазы отличается от решетки матрицы, то частицы наполнителя не могут пересекаться (перерезаться) дислокациями. Таким образом, частицы наноразмерного наполнителя препятствуют движению дислокаций в матрице. Дислокации могут скапливаться около частиц упрочняющей фазы, вызывая тем самым дисперсионное упрочнение матрицы, либо обходить частицы включений при достижении определенного напряжения [16]. Огибая мелкие частицы (рис. 1), дислокации замыкаются вокруг них, при этом возникают дислокационные петли или кольца. Многократное прохождение множества дислокаций приводит к образованию так называемых петель Орована, и дальнейшее скольжение дислокаций на этом участке затруднено. При этом данное явление наблюдается при наличии дисперсных частиц с размером порядка 100 нм, так как более крупные частицы не являются таким эффективным препятствием для дислокаций.

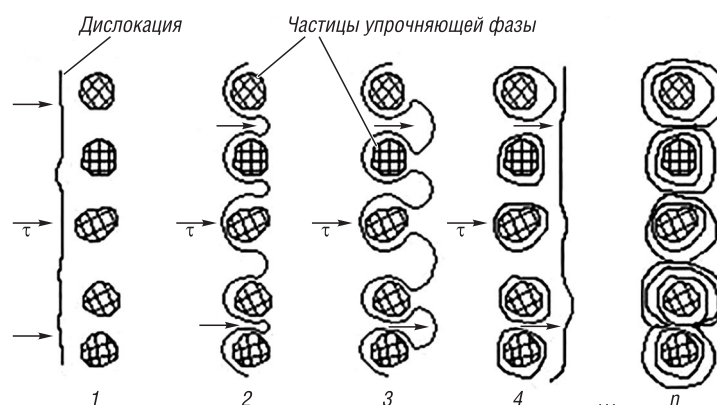


Рис. 1. Движение дислокаций в материале
Fig. 1. Movement of dislocations in the material

В [17] впервые принят во внимание упрочняющий эффект Орована и предложена аналитическая модель для прогнозирования прочностных свойств нанокompозитов с металлической матрицей. Также в данной работе установлена хорошая согласованность прогнозируемых характе-

ристик с экспериментальными данными. Увеличение предела прочности композитов, вызванное образованием петель Орована, может быть определено следующим образом:

$$\Delta\sigma_{\text{ПО}} = 0,8MG_M b \sqrt{\frac{2V_{\text{УНТ}}}{\pi d^2}}, \quad (3)$$

где M – фактор Тейлора, равный 3,06 для материалов с гранцентрированной кристаллической решеткой.

Предел прочности материала также можно повысить путем уменьшения размера зерна согласно соотношению Холла–Петча [18]:

$$\Delta\sigma_{\text{ПХП}} = Kd^{-\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где K – коэффициент зернограничного упрочнения, характеризующий вклад границ зерен в упрочнение.

Анализируя процесс получения порошковых композиционных материалов с металлической матрицей и наноразмерным наполнителем методом электроконтактного спекания, можно отметить, что влияние УНТ на измельчение зерна является незначительным, поэтому эффект упрочнения, обусловленный измельчением зерна, можно не принимать во внимание. Также возможно влияние на упрочнение композиционных материалов процессов интеркалирования УНТ металлом матрицы. Однако на сегодняшний день математическое представление данных процессов является достаточно сложной задачей. Поэтому описание процессов упрочнения композитов за счет интеркалирования УНТ металлом матрицы с помощью математических средств одной универсальной моделью, удовлетворяющей всем основным положениям термомеханики, не представляется возможным из-за недостаточного объема предварительно проведенных экспериментальных исследований.

Таким образом, *цель данной работы* состояла в изучении механизмов упрочнения композиционных материалов на основе порошковой микроразмерной медной матрицы и наноразмерного углеродного наполнителя, а также исследовании влияния содержания УНТ на прочностные свойства получаемых композиционных материалов.

Материалы, методы исследования и модели. В работе использовались многослойные УНТ со средним наружным диаметром 10–20 нм и средней длиной 850–950 нм, которые для проведения данных экспериментов были предоставлены ООО НПК «Современные технологии синтеза» (г. Санкт-Петербург, РФ). Медный порошок ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009), произведенный АО «Уралэлектромедь» (г. Верхняя Пышма, РФ), применялся без дополнительной очистки. Средний размер частиц медного порошка составлял 100 мкм. Подготовка порошковой смеси и диспергирование УНТ в металлической медной матрице осуществлялись в процессе механоактивации в течение 60 мин в специальном смесителе-активаторе (Активирующее устройство композиционных порошковых смесей: пат. 11036 Респ. Беларусь, МПК В 02С 17/16 / В. А. Ковтун, В. Н. Пасовец; заявитель ГИИ МЧС РБ. – № u 20150391; заявл. 18.11.15; опубл. 30.04.16 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлект. уласнасці. – 2016. – №2. – С. 141) [19].

Композиционные порошковые материалы получали методом электроконтактного спекания с использованием опытно-промышленной установки на базе машины шовной сварки МШ-3207. Образцы формировались в специальной пресс-форме путем прессования при давлении 480 МПа и спекания под давлением путем пропускания электрического тока силой 18 кА в течение 3 с [20]. Пористость исследуемых композиционных материалов составляла 2–4 %.

Предел прочности при сжатии образцов исследовался по ГОСТ 27034-86. Процентное содержание УНТ в материале составляло 0,01–0,1 мас. %.

Вклад каждого механизма упрочнения в повышение предела прочности композиционного материала оценивался на основе двух моделей: линейной [21] и среднеквадратической [22], которые могут быть выражены следующими уравнениями:

$$\Delta\sigma_{\text{П}} = \Delta\sigma_{\text{ПК}} + \Delta\sigma_{\text{ПТ}} + \Delta\sigma_{\text{ПО}}, \quad (5)$$

$$\Delta\sigma_{\Pi 2} = \sqrt{\Delta\sigma_{\Pi К}^2 + \Delta\sigma_{\Pi Т}^2 + \Delta\sigma_{\Pi О}^2}, \quad (6)$$

где $\Delta\sigma_{\Pi 1}$ – суммарное повышение предела прочности композитов, рассчитанное на основе линейной модели; $\Delta\sigma_{\Pi 2}$ – суммарное повышение предела прочности композитов, рассчитанное на основе среднеквадратической модели.

Теоретический предел прочности композитов определяется следующим образом:

$$\sigma = \sigma_{\Pi М} + \sigma_{\Pi i}, \quad (7)$$

где $\Delta\sigma_{\Pi i}$ – суммарное повышение предела прочности композита, оцененное с использованием соответствующей модели.

Результаты и обсуждения. Две модели, описанные уравнениями (5)–(7), использовались для расчета теоретического предела прочности при сжатии композитов с содержанием УНТ 0,01–0,1 мас.%. На рис. 2 представлены результаты расчетов, а также значения предела прочности, определенные экспериментальным путем. За показатель предела прочности принималось среднее арифметическое значение результатов испытаний пяти образцов.

Анализируя результаты расчетов и данные, полученные экспериментальным путем, можно отметить, что экспериментальные значения согласуются со среднеквадратической моделью при добавках УНТ в количестве до 0,07 мас.%, расхождение между экспериментальными и теоретическими результатами составляет 10–20 МПа. Однако расхождение между результатами моделирования и экспериментальными значениями резко возрастает с увеличением содержания УНТ свыше 0,07 мас.%, что можно связать с разупрочнением металлической матрицы [23].

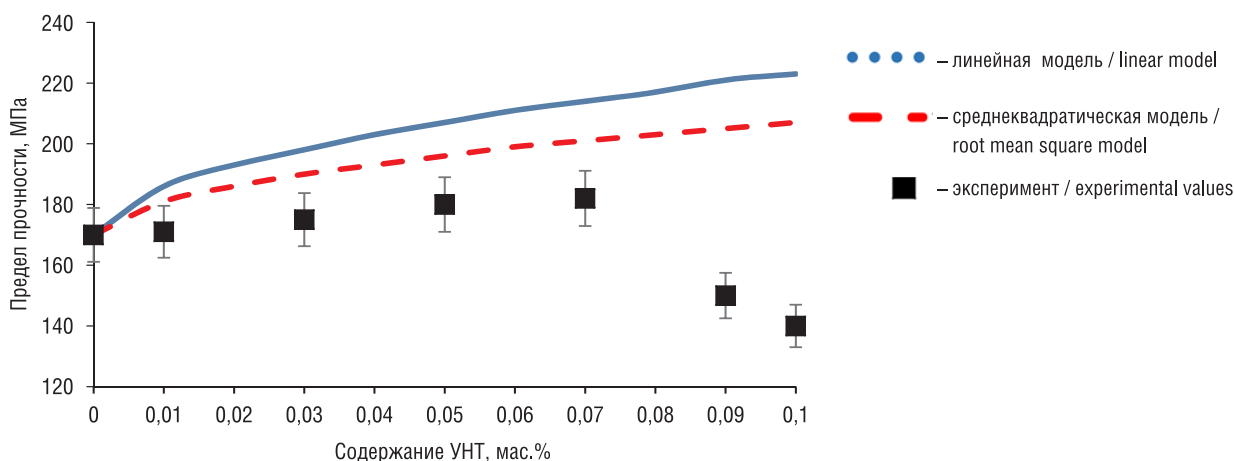


Рис. 2. Зависимости пределов прочности при сжатии композитов медь – УНТ от концентрации УНТ, рассчитанные с использованием линейной и среднеквадратической моделей и полученные экспериментально

Fig. 2. The dependences of the ultimate compressive strength of copper – CNT composites on the concentration of CNTs, calculated using the linear and root-mean-square models and obtained experimentally

Что касается линейной модели, то расчетные значения предела прочности, вычисленные с ее использованием, намного превышают экспериментальные. Причем расхождение между расчетными и экспериментальными значениями увеличивается с повышением содержания УНТ в материале, что указывает на то, что эффект упрочнения завышен в данной модели. Также расхождение между расчетом и экспериментом может быть обусловлено следующими причинами: относительно низкой эффективностью передачи нагрузки между исходными компонентами материала из-за слабой межфазной связи между матрицей и наполнителем; недостаточно равномерным распределением УНТ в металлической матрице; агломерацией наноразмерного наполнителя [24]; нахождением некоторого количества УНТ на поверхности композита и в поровом пространстве [25]; наличием пор неправильной формы, приводящим к локальным высоким концентрациям напряжений; уменьшением эффективной площади взаимодействия на границах раздела между УНТ и матрицей, обусловленным наличием наноразмерных пор, расположенных на границах раздела, что также снижает эффективность переноса нагрузки [24]. Кроме того, в ма-

териалах, изготовленных методом порошковой металлургии, общая пористость оказывает негативное влияние на прочностные свойства [26].

При рассмотрении вкладов каждого механизма упрочнения в повышение предела прочности материала (рис. 3) можно отметить следующее. Наибольший рост предела прочности при сжатии обусловлен механизмом образования петель Орована. Данный механизм обеспечивает повышение предела прочности при сжатии материала на 25–30 МПа при концентрации УНТ в материале 0,06–0,07 мас.%. Основываясь на результатах исследований, опубликованных в [27], можно отметить, что именно УНТ вносят существенный вклад в упрочнение консолидированной металлической матрицы. Данное утверждение хорошо согласуется с моделью Келли [27]. Расчеты, выполненные с применением данной модели, указывают на более эффективное упрочнение металлической матрицы наполнителями стержневой формы по сравнению с упрочнением сферическим наполнителем при тех же массах и объемах упрочняющей фазы. Так, применение упрочняющих добавок в виде стержней позволяет достичь увеличения прочности в 1,75 раза по сравнению с упрочняющими добавками в форме сфер.

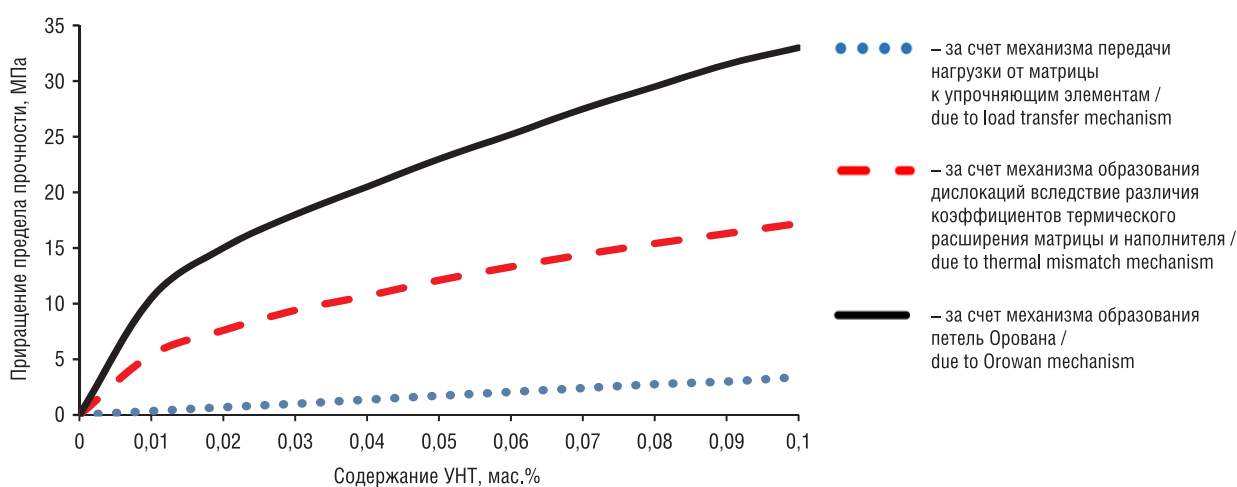


Рис. 3. Величина влияния каждого механизма упрочнения на повышение предела прочности композиционного материала

Fig. 3. The magnitude of the influence of each mechanism of strengthening to increase the ultimate compressive strength of the composite material

Также рост предела прочности материала на основе микроразмерной меди и углеродного наноразмерного наполнителя обеспечивается при реализации механизма упрочнения, основанного на образовании дислокаций за счет различия коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы. Данный механизм упрочнения повышает предел прочности композита на 13–15 МПа в интервале концентраций УНТ 0,06–0,07 мас.%.

Существенная разница между термическим расширением матрицы и наполнителя вызывает значительное несоответствие термических деформаций на многочисленных границах раздела фаз матрицы и наполнителя во время технологической обработки. Данные деформации вызывают термические напряжения, которые могут превышать предельные напряжения медной матрицы и генерировать новые дислокации на границах раздела матрица – упрочняющая фаза. Таким образом, области на границе раздела фаз становятся основным местом для накопления дислокаций.

Незначительное повышение предела прочности происходит за счет реализации механизма упрочнения, основанного на передаче нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам. Хотя высокая жесткость и одномерная структура УНТ должны положительно сказываться на механических свойствах исследуемых композиционных материалов, однако расчетная величина приращения предела прочности при сжатии медной матрицы, наполненной до 0,1 мас.% УНТ, не превышает 3 МПа. Такое низкое влияние механизма упрочнения, основанного на передаче нагрузки от матрицы к УНТ, на общее повышение прочностных свойств можно объяснить низкой адгезионной прочностью на границе раздела фаз.

Заключение. В данной работе показано влияние углеродного наноструктурного наполнителя на прочностные свойства композиционного материала на основе медной матрицы. На основании анализа результатов исследований можно сделать следующие выводы. Введение 0,06–0,07 мас.% УНТ в медную матрицу позволяет повысить предел прочности при сжатии композита, определенный экспериментальным путем, на 6–7 % по сравнению с материалами на основе спеченной меди, не содержащими в своем составе наноразмерного наполнителя. Данное повышение предела прочности нанокompозитов в основном объясняется механизмом передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам, механизмом образования дислокаций за счет различия коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы, а также механизмом образования петель Орована. При этом наибольший вклад в рост предела прочности обеспечивается за счет механизма образования петель Орована. Необходимо отметить, что применение среднеквадратической модели расчета предела прочности при введении в металлическую матрицу наноразмерного наполнителя более оправдано, чем использование линейной модели, показавшей завышенные значения.

Результаты исследований использованы при разработке новых антифрикционных наноструктурированных композитов с высоким уровнем физико-механических характеристик, которые применяются в ответственных узлах трения дорожно-строительной, сельскохозяйственной, аварийно-спасательной техники и технологического оборудования.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований в рамках проекта международных исследований T17MC-015 на 2017–2019 гг., осуществляемого совместно Университетом гражданской защиты МЧС Беларуси и Институтом механики Болгарской академии наук.

Acknowledgements

The work was supported by the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (Project T17MS-015). The authors wish to thank to the researchers of the laboratory “Mechanics, Diagnostics, Non-Destructive Testing” of the Institute of Mechanics of the Bulgarian Academy of Sciences for their assistance in setting up the experiment and discussing the results of the presented work.

Список использованных источников

1. Mirza, F. A Unified model for the prediction of yield strength in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites / F. Mirza, D. L. Chen // *Materials*. – 2015. – Vol. 8, iss. 8. – P. 5138–5153. <https://doi.org/10.3390/ma8085138>
2. In situ synthesis of CNTs in Mg powder at low temperature for fabricating reinforced Mg composites / F. J. Sun [et al.] // *J. Alloys Comp.* – 2013. – Vol. 551. – P. 496–501. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.11.053>
3. Metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes by an alternative technique / C. A. Merino [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2017. – Vol. 707. – P. 257–263. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.348>
4. Synthesis of CNT-reinforced AZ31 magnesium alloy composites with uniformly distributed CNTs / G. Q. Han [et al.] // *Mater. Sci. Eng., A*. – 2015. – Vol. 628. – P. 350–357. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.039>
5. Agarwal, A. Carbon nanotubes: reinforced metal matrix composites / A. Agarwal, S. R. Bakshi, D. Lahiri. – Boca Raton: CRC Press, 2010. – 325 p.
6. Kelly, A. Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum / A. Kelly, W. R. Tyson, J. Mech // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1965. – Vol. 13, iss. 6. – P. 329–350. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(65\)90035-9](https://doi.org/10.1016/0022-5096(65)90035-9)
7. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy reinforced by carbon nanotubes coated with MgO / Q. H. Yuan [et al.] // *Carbon*. – 2016. – Vol. 96. – P. 843–855. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2015.10.018>
8. Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites / R. George [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 53, iss. 10. – P. 1159–1163. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.07.022>
9. Miller, W. S. Strengthening mechanisms in particulate metal-matrix composites: reply to comments by arsenault / W. S. Miller, F. J. Humphreys // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1991. – Vol. 25, iss. 11. – P. 2623–2626. [https://doi.org/10.1016/0956-716x\(91\)90080-k](https://doi.org/10.1016/0956-716x(91)90080-k)
10. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites / Q. Q. Li [et al.] // *Compos. Sci. Technol.* – 2009. – Vol. 69, iss. 7–8. – P. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
11. Влияние плотности дислокаций на сопротивление высокоскоростной деформации и разрушению в меди М1 и аустенитной нержавеющей стали / С. В. Разоренов [и др.] // *Физ. мезомеханика*. – 2017. – Т. 20, № 4. – С. 42–51.
12. Effect of graphene nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method / M. Rashad [et al.] // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2014. – Vol. 24, iss. 2. – P. 101–108. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.03.012>
13. Bandow, S. Radial thermal expansion of purified multiwall carbon nanotubes measured by X-ray diffraction / S. Bandow // *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2*. – 1997. – Vol. 36, № 10B. – P. 14–23. <https://doi.org/10.1143/jjap.36.11403>

14. Schelling, P.K. Thermal expansion of carbon structures / P.K. Schelling, P. Koblinski // *Phys. Rev. B: Condens. Matter.* – 2003. – Vol. 68, №3. – P. 35–45. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.68.035425>
15. Li, Q. Q. CNT reinforced light metal composites produced by melt stirring and by high pressure die casting / Q. Q. Li, C. A. Rottmair, R. F. Singer // *Compos. Sci. Technol.* – 2010. – Vol. 70, iss. 16. – P. 2242–2247. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.05.024>
16. Губенко, С.И. Неметаллические включения в стали / С.И. Губенко, С.П. Ошкадеров. – Киев: Наук. думка, 2016. – 528 с.
17. Zhang, Z. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength / Z. Zhang, D. L. Chen // *Scripta Materialia.* – 2006. – Vol. 54, iss. 7. – P. 1321–1326. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.12.017>
18. Microstructure and strengthening mechanism of carbon nanotubes reinforced magnesium matrix composite / C. D. Li [et al.] // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2014. – Vol. 597. – P. 264–269. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.008>
19. Пасовец, В.Н. Получение, свойства и безопасность композитов на основе порошковых металлов и наноструктур углерода / В.Н. Пасовец, В.А. Ковтун, Ю.М. Плескачевский. – Гомель: БелГУТ, 2011. – 200 с.
20. Ковтун, В.А. Металлоуглеродные композиционные порошковые материалы для ответственных узлов машин и механизмов / В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец, Ю.М. Плескачевский. – Гомель: БелГУТ, 2013. – 283 с.
21. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites / Q. Q. Li [et al.] // *Compos. Sci. Technol.* – 2009. – Vol. 69, iss. 7–8. – P. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
22. Deformation and strengthening mechanisms of a carbon nanotube reinforced aluminum composite / F. Mokdad [et al.] // *Carbon.* – 2016. – Vol. 104. – P. 64–77. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2016.03.038>
23. Порошковые нанокompозиты триботехнического назначения / В.Н. Пасовец [и др.]. – Минск: КИИ, 2016. – 295 с.
24. Venugopal, T. Synthesis of copper–alumina nanocomposite by reactive milling / T. Venugopal, K. Prasad Rao, B. S. Murty // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2005. – Vol. 393. – P. 382–386. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.10.035>
25. Goujon C. Influence of the content of ceramic phase on the precipitation hardening of Al alloy 7000/AlN nanocomposites / C. Goujon, P. Goeuriot // *Mater. Sci., Eng., A.* – 2003. – Vol. 356. – P. 399–404. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00154-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00154-0)
26. Tensile properties of reactive stir-mixed and squeeze cast Al/CuO_{np}-based metal matrix nanocomposites / J. B. Ferguson [et al.] // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2014. – Vol. 611. – P. 326–332. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.008>
27. Kelly, P.M. The effect of particle shape on dispersion hardening / P.M. Kelly // *Scripta Metallurgica.* – 1972. – Vol. 6, iss. 8. – P. 647–656. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(72\)90120-2](https://doi.org/10.1016/0036-9748(72)90120-2)

References

1. Mirza F., Chen D. L. A unified model for the prediction of yield strength in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Materials*, 2015, vol. 8, no. 8, pp. 5138–5153. <https://doi.org/10.3390/ma8085138>
2. Sun F., Shia Ch., Rhee K. Y., Zhao N. In situ synthesis of CNTs in Mg powder at low temperature for fabricating reinforced Mg composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 551, pp. 496–501. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.11.053>
3. Merino C. A. I., Sillas J. E. L., Meza J. M., Ramirez J. M. H. Metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes by an alternative technique. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 707, pp. 257–263. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.348>
4. Han G., Wang Z., Liu K., Li Sh., Du X., Du W. Synthesis of CNT-reinforced AZ31 magnesium alloy composites with uniformly distributed CNTs. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 628, pp. 350–357. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.039>
5. Agarwal A., Bakshi S. R., Lahiri D. *Carbon Nanotubes: Reinforced Metal Matrix Composites*. Boca Raton, CRC Press, 2010. 325 p.
6. Kelly A., Tyson W. R., Mech J. Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1965, vol. 13, iss. 6, pp. 329–350. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(65\)90035-9](https://doi.org/10.1016/0022-5096(65)90035-9)
7. Yuan Q., Zeng X., Liu Y., Luo L. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy reinforced by carbon nanotubes coated with MgO. *Carbon*, 2016, vol. 96, pp. 843–855. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2015.10.018>
8. George R., Kashyap K. T., Rahul R., Yamdagni S. Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites. *Scripta Materialia*, 2005, vol. 53, iss. 10, pp. 1159–1163. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.07.022>
9. Miller W. S., Humphreys F. J. Strengthening mechanisms in particulate metal-matrix composites: reply to comments by arsenault. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, vol. 25, iss. 11, pp. 2623–2626. [https://doi.org/10.1016/0956-716x\(91\)90080-k](https://doi.org/10.1016/0956-716x(91)90080-k)
10. Li Q., Viereckl A., Rottmair Ch. A., Singer R. F. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites. *Composites Science and Technology*, 2009, vol. 69, iss. 7–8, pp. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
11. Razorenov S. V., Garkushin G. V., Astafurova Ye. G., Moskvina V. A., Ignatova O. N., Malyshev A. N., Tkachenko M. I. The influence of dislocation density on the resistance of high-speed deformation and destruction in copper M1 and austenitic stainless steel. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2017, vol. 20, no. 4, pp. 42–51 (in Russian).
12. Rashad M., Pan F., Tang A., Asif M. Effect of graphene nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2014, vol. 24, iss. 2, pp. 101–108. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.03.012>

13. Bandow S. Radial thermal expansion of purified multiwall carbon nanotubes measured by X-ray diffraction. *Japanese Journal of Applied Physics. Part 2*, 1997, vol. 36, no. 10B, pp. 14–23. <https://doi.org/10.1143/jjap.36.11403>
14. Schelling P. K., Keblinski P. Thermal expansion of carbon structures. *Physical Review B: Condensed Matter*, 2003, vol. 68, no. 3, pp. 35–45. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.68.035425>
15. Li Q. Q., Rottmair C. A., Singer R. F. CNT reinforced light metal composites produced by melt stirring and by high pressure die casting. *Composites Science and Technology*, 2010, vol. 70, iss. 16, pp. 2242–2247. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.05.024>
16. Gubenko S. I., Oshkaderov S. P. *Nonmetallic Inclusions in Steel*. Kiyev, Naukova dumka, 2016. 528 p. (in Russian).
17. Zhang Z., Chen D. L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 54, iss. 7, pp. 1321–1326. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.12.017>
18. Li C. D., Wang X. J., Liu W. Q., Wu K., Shi H. L., Ding C., Hu X. S., Zheng M. Y. Microstructure and strengthening mechanism of carbon nanotubes reinforced magnesium matrix composite. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 597, pp. 264–269. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.008>
19. Pasovets V. N., Kovtun V. A., Pleskachevskii Yu. M. *Production, Properties and Safety of Composites Based on Powdered Metals and Carbon Nanostructures*. Gomel, BelSUT, 2011. 200 p. (in Russian).
20. Kovtun V. A., Pasovets V. N., Pleskachevskii Yu. M. *Metal Carbon Composite Powder Materials for Critical Components of Machines and Mechanisms*. Gomel, BelSUT, 2013. 283 p. (in Russian).
21. Li Q., Viereckl A., Rottmair Ch. A., Singer R. F. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites. *Composites Science and Technology*, 2009, vol. 69, iss. 7–8, pp. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
22. Mokdad F., Chen D. L., Liu Z. Y., Xiao B. L., Ni D. R., Ma Z. Y. Deformation and strengthening mechanisms of a carbon nanotube reinforced aluminum composite. *Carbon*, 2016, vol. 104, pp. 64–77. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2016.03.038>
23. Pasovets V. N., Ilyuschenko A. F., Kovtun V. A., Pleskachevsky Yu. M. *Tribotechnical Powder Nanocomposites*. Minsk, KII, 2016. 295 p. (in Russian).
24. Venugopal T., Prasad Rao K., Murty B. S. Synthesis of copper–alumina nanocomposite by reactive milling. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 393, pp. 382–386. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.10.035>
25. Goujon C., Goeuriot P. Influence of the content of ceramic phase on the precipitation hardening of Al alloy 7000/AlN nanocomposites. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 356, pp. 399–404. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00154-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00154-0)
26. Ferguson J. B., Aguirre I., Lopez H., Schultz B. F., Cho K., Rohatgi P. K. Tensile properties of reactive stir-mixed and squeeze cast Al/CuO_{np}-based metal matrix nanocomposites. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 611, pp. 326–332. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.008>
27. Kelly P. M. The effect of particle shape on dispersion hardening. *Scripta Metallurgica*, 1972, vol. 6, no. 8, pp. 647–656. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(72\)90120-2](https://doi.org/10.1016/0036-9748(72)90120-2)

Информация об авторах

Пасовец Владимир Николаевич – кандидат технических наук, доцент, Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь (ул. Машиностроителей, 25, 220118, Минск, Республика Беларусь); докторант Государственного научно-производственного объединения порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: pasovets_v@mail.ru

Ковтун Вадим Анатольевич – доктор технических наук, профессор, Гомельский филиал Университета гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь (пр. Речицкий, 35, 246021, Гомель, Республика Беларусь). E-mail: vadimkov@yandex.ru

Information about the authors

Vladimir N. Pasovets – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus (25, Mashinostroiteley Str., 220118, Minsk, Republic of Belarus); Doctoral Student of the State Reserch and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: pasovets_v@mail.ru

Vadim A. Kovtun – D. Sc. (Engineering), Professor, Gomel branch of the University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus (35, Rechitsky Ave., 246021, Gomel, Republic of Belarus). E-mail: vadimkov@yandex.ru

МАШИНОСТРОЕНИЕ, МЕХАНИКА
MECHANICAL ENGINEERING, MECHANICS

УДК 621.77
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-175-181>

Поступила в редакцию 26.06.2018
Received 26.06.2018

Г. В. Кожевникова

Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

**ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
ПРИ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКЕ ОДНИМ ИНСТРУМЕНТОМ**

Аннотация. Особенность поперечно-клиновой прокатки одним инструментом заключается в том, что заготовка деформируется одним инструментом и не поддерживается инструментом с противоположной стороны. За пределами контакта заготовки с инструментом по обе стороны инструмента заготовка фиксируется парами верхних и нижних плашек, посредством которых ось заготовки удерживается в постоянном положении. Такие условия прокатки качественно изменяют очаг деформации и, как следствие, напряженно-деформированное состояние.

Качественно оценено изменение напряженно-деформированного состояния путем сравнения полей линий скольжения при традиционной поперечной прокатке двумя инструментами и поперечной прокатке одним инструментом. В отличие от поперечной прокатки двумя инструментами, поперечная прокатка одним инструментом увеличивает на контакте нормальное и среднее напряжение на 7,8–14,5 %, изменяет среднее напряжение в осевой области образца с растягивающего на сжимающее. Это обстоятельство значительно увеличивает ресурс пластичности и позволяет прокатывать металлы с ограниченной пластичностью без вскрытия осевой полости. Методом компьютерного моделирования проведены сравнительные исследования влияния схемы поперечно-клиновой прокатки традиционного процесса и одним инструментом на напряженно-деформированное состояние в осевой области заготовки.

Ключевые слова: пластическое деформирование, поперечно-клиновая прокатка, напряженно-деформированное состояние, линии скольжения, пластичность, накопленные деформации

Для цитирования: Кожевникова, Г. В. Исследование напряженно-деформированного состояния при поперечно-клиновой прокатке одним инструментом / Г. В. Кожевникова // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 175–181. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-175-181>

G. V. Kozhevnikova

Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

STUDY OF STRESS-STRAIN STATE DURING CROSS-WEDGE ROLLING WITH ONE TOOL

Abstract. The peculiarity of cross-wedge rolling with one tool is the workpiece deformation with one tool and the fact that the workpiece is not supported with the tool from the opposite side. On both sides of the tool outside the contact with the workpiece, the workpiece is fixed with pairs of upper and lower tools, by means of which the axis of the workpiece is held in a constant position. Such conditions of rolling qualitatively change the deformation zone and, as a result, the stress-strain state.

The change in the stress-strain state was qualitatively estimated by comparing the fields of slip lines in the traditional two-tools cross rolling and one-tool cross rolling. One-tool cross rolling increases the normal and average stress at the contact by 7.8–14.5 %, changes the average stress of the specimen from tensile to compressive one in the axial region. This circumstance significantly increases the resource of plasticity and allows rolling metals with limited plasticity without opening the axial cavity. Comparative studies of the stress-strain state from the traditional two-tools cross-wedge rolling and one-tool cross-wedge rolling in the axial region of the workpiece have been carried out by computer simulation.

Keywords: plastic straining, cross-wedge rolling, stress-strain state, slip lines, plasticity, degree of shear strain

For citation: Kozhevnikova G. V. Study of stress-strain state during cross-wedge rolling with one tool. *Vestsi Natsyynal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 175–181 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-175-181>

Введение. Поперечно-клиноватая прокатка (ПКП) – один из наиболее экономичных способов изготовления давлением осесимметричных деталей при крупносерийном и массовом производстве. Она сочетает в себе рациональное использование материала, высокую производительность, максимальное приближение прокатанной детали к профилю изделия, высокую для процессов обработки давлением точность изделий, широкие технологические возможности, высокую стойкость инструмента, возможность полной автоматизации процесса [1–3].

Данный процесс применяется при производстве валов, осей, штифтов, пальцев для автомобилей, тракторов, самолетов, приборов, бытовой техники, железной дороги, инструментов, в том числе для горных и дорожных работ, сельхозтехники и др. Прокатка конструкционных сталей, ряда пластичных сплавов на основе меди, никеля, алюминия и циркония осуществляется без осложнений. Диапазон размеров деталей обеспечивает потребности промышленности: диаметры от 1 до 190 мм, длины от 20 до 1000 мм [4, 5]. Процесс ПКП может также эффективно использоваться для создания винтовых поверхностей, шаров [6] или сочетаться со штамповкой при изготовлении поковок с удлиненной осью (например, шатунов автомобильных двигателей, вилок кардана).

Коэффициент использования металла при ПКП достаточно высокий для процессов обработки давлением и находится в диапазоне от 0,8 до 0,98. Значение 0,98 достигается редко, это происходит, когда прокатанная деталь допускает утяжины на торцах и процесс ведется без обрезки концевых отходов. Часто процесс ПКП применяется в сочетании со штамповкой, которая осуществляется как до прокатки, так и после нее [7]. В этих случаях оба процесса проводят, как правило, одним нагревом. Таким образом производится штамповка лопаток авиационных двигателей, вилок кардана автомобиля, железнодорожных шурупов, гаечных ключей и других поковок с удлиненной осью. Точное дозирование заготовки при прокатке обеспечивает повышение стойкости инструмента при штамповке до 2 раз и в ряде случаев позволяет осуществить безоблойную штамповку.

ПКП стальных поковок подразделяют на горячую прокатку – нагрев до 1170–1470 К, теплую прокатку – нагрев до 870–1070 К, и холодную прокатку при 290 К. Нагрев до 1170–1470 К обеспечивает высокую пластичность прокатываемого материала и, как следствие, снижение усилий прокатки и вероятности вскрытия осевой полости внутри прокатываемой заготовки. Теплая прокатка снижает расход электроэнергии на нагрев, исключает образование окалины и обезуглероживание поверхности прокатываемой детали, улучшает чистоту поверхности до 0,6 *Ra*. При этом увеличиваются усилия прокатки, и для исключения осевой полости угол заострения клинового инструмента необходимо значительно уменьшать, что снижает производительность процесса [6]. Холодная ПКП имеет ограниченное применение и используется для высокопластичных металлов, таких как цирконий, или сплавов на основе меди и цинка.

Точность размеров прокатанных деталей зависит в основном от их габаритов и температуры нагрева. Для горячей прокатки точность размеров составляет $\pm 0,2$ мм на диаметре 30 мм и $\pm 0,5$ мм на длине 100 мм. Для теплой и холодной прокатки – $\pm 0,01$ мм на диаметре 7 мм и $\pm 0,1$ мм на длине 40 мм.

Вскрытие полости при ПКП. Одним из ограничений, налагаемых на ПКП, является разрушение металла в осевой области, так называемое вскрытие осевой полости. Согласно нашим исследованиям [1–3], причинами разрушения являются значительные накопления деформации (степень деформации сдвига Λ) и растягивающее напряжение в этой области. Напряженное состояние можно минимально описать двумя независимыми параметрами и третьим зависимым, определяемым условием пластичности. Нами предложено в качестве независимых параметров использовать среднее напряжение σ/K и параметр третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$. В этом случае пластичность металла (при постоянной температуре и схеме деформирования) представляет собой поверхность $\Lambda = f(\sigma/K; \sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K)$ [4]. Количественная величина пластичности при деформации, оставшаяся до разрушения, названа ресурсом пластичности. Он определяется по формуле [8]

$$\lambda^* = 1 - \frac{\Lambda^*}{\Lambda_{пр}^*}, \quad (1)$$

где λ^* – ресурс пластичности при немонотонном деформировании, Λ^* – степень деформации сдвига при немонотонном деформировании, $\Lambda_{пр}^*$ – предельная степень деформации сдвига при немонотонном деформировании.

Технология ПКП одним инструментом.

Традиционная ПКП не обеспечивает прокатку сталей ограниченной пластичности по причине вскрытия осевой полости. В этом случае возникает необходимость использования новых способов ПКП, в том числе одним инструментом (рис. 1).

Особенность этой ПКП заключается в том, что заготовка деформируется одним инструментом и не поддерживается инструментом с противоположной стороны. За пределами контакта заготовки с инструментом по обе стороны инструмента заготовка фиксируется парами верхних и нижних плашек, посредством которых ось заготовки удерживается в постоянном положении. Такие условия прокатки качественно изменяют очаг деформации (ОД) и, как следствие, напряженно-деформированное состояние.

Качественно оценить изменение напряженно-деформированного состояния возможно путем сравнения полей линий скольжения (ЛС) при традиционной поперечной прокатке (ПП) двумя инструментами или одним инструментом.

Решение задачи ПП двумя инструментами методом графического построения полей ЛС.

Методом построения полей ЛС решаются исключительно 2D-задачи плоского деформированного состояния, в котором в одном из направлений (ось OY) отсутствует деформация металла. При ПП это условие выполняется, когда длина заготовки в 2 раза превышает ее диаметр. ПКП – это 3D-задача, но при ПКП величина деформации в плоскости XZ значительно превышает осевую деформацию вдоль оси OY . По этой причине анализ напряженно-деформированного состояния при ПП позволяет устанавливать закономерности течения металла при ПКП.

Задача 2D решалась для ПП со следующими параметрами: степень обжатия $\delta = 1,10$; исходный диаметр заготовки $D = 200$ мм; относительная ширина контакта $b = B/D = 0,33$, где B – ширина контакта, равная KL ; угол входа металла в ОД $\varphi_1 = 32^\circ$; угол выхода металла из ОД $\varphi_2 = 8^\circ$; коэффициент трения на контакте $\mu = \tau_{xz}/K = 0,30$; параметр $c = C/D = 0,08$, где C – проекция линии центров O_1 и O_2 на контактную поверхность; параметр $a = A/D = 0,048$ (рис. 2).

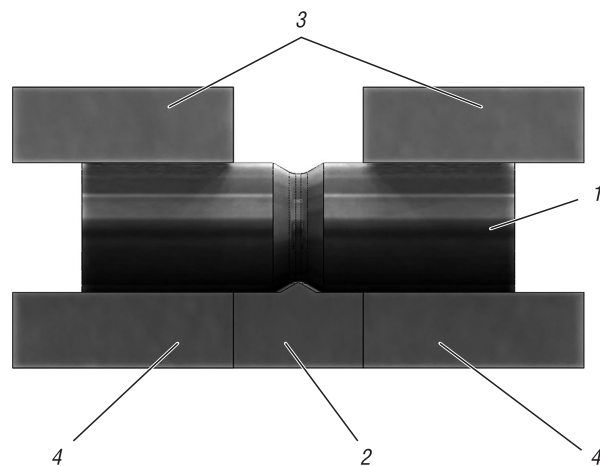


Рис. 1. Схема поперечно-клиновой прокатки одним инструментом: 1 – заготовка, 2 – инструмент, 3 – верхние плашки, 4 – нижние плашки

Fig. 1. The one-tool cross-wedge rolling scheme: 1 – billet, 2 – tool, 3 – upper plates, 4 – bottom plates

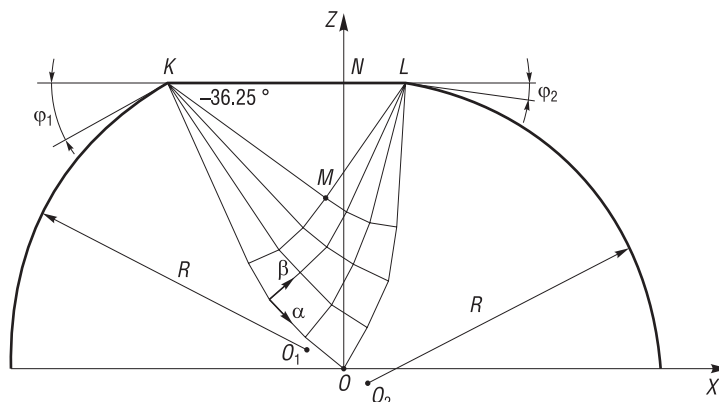


Рис. 2. Поле линий скольжения при поперечной прокатке двумя плитами ($\delta = 1,10$; $\Delta\varphi = 10^\circ$)

Fig. 2. Slip line field from the two-tools cross rolling ($\delta = 1.10$; $\Delta\varphi = 10^\circ$)

Построение поля ЛС при ПП двумя плитами начинаем с вычерчивания треугольника KLM , угол LKM (φ) находим из выражения: $\mu = K \cos 2\varphi$. Из особых точек K и L разворачиваем два веера дуг с шагом поля $\Delta\varphi = 10^\circ$. Таким образом, строится поле до оси заготовки O . Направление α -ЛС и β -ЛС определяем из известного условия [9, 10]: главное нормальное напряжение σ_1 должно находиться в I и III квадрантах α -ЛС и β -ЛС.

Напряжения в узлах поля ЛС определяются формулами Леви [9]:

$$\begin{aligned} \sigma_Z &= \sigma + K \sin 2\varphi; \\ \sigma_X &= \sigma - K \sin 2\varphi; \\ \tau_{XZ} &= K \cos 2\varphi, \end{aligned} \quad (2)$$

где φ – угол поворота оси OX до α -ЛС против часовой стрелки.

Формулы (2) позволяют рассчитать напряжения с точностью до среднего нормального напряжения σ , которое определяется в точке M из условия равенства моментов сил, способствующих и препятствующих вращению заготовки:

$$KL \cdot \tau_{XZ} \cdot ON = (\sigma + K \sin 2\varphi) \cdot KL \cdot A, \quad (3)$$

где A – расстояние от места приложения равнодействующей распорного усилия до оси OZ .

В итоге определено, что в точке M среднее напряжение равно $\sigma/K = -1,404$. Среднее напряжение σ/K в других углах ячеек поля ЛС определяется формулами Генки [9]:

$$\begin{aligned} \sigma + 2K\varphi &= \text{const} \quad \text{вдоль } \alpha\text{-ЛС}; \\ \sigma - 2K\varphi &= \text{const} \quad \text{вдоль } \beta\text{-ЛС}. \end{aligned} \quad (4)$$

Таким образом, подсчитаны средние напряжения во всех узлах ячеек поля ЛС. В центре заготовки среднее напряжение растягивающее и равно $\sigma/K = 0,69$. На контакте нормальное напряжение составляет $\sigma_Z = -2,35K$, среднее напряжение – $\sigma/K = -1,404$.

Решение задачи ПП с одним инструментом методом графического построения полей ЛС. Построение поля ЛС прокатки одним инструментом, как и для ПП двумя инструментами, начинаем с треугольника KLM (рис. 3). Дальнейшее построение поля ЛС осуществляется аналогично предыдущему.

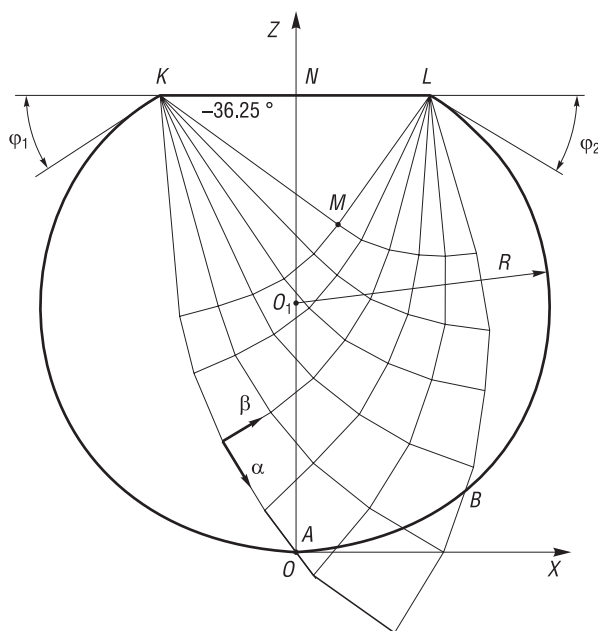


Рис. 3. Поле линий скольжения при поперечной прокатке одним инструментом ($\delta = 1,17$; $\Delta\varphi = 10^\circ$)

Fig. 3. Slip line field from the one-tool cross rolling ($\delta = 1.17$; $\Delta\varphi = 10^\circ$)

Изменяя величину радиуса R , минимизируем ошибку в определении $\tau_{(XZ)_i}$ и σ_{Zi} на участке AB свободной поверхности образца. Согласно теории, на участке AB α -ЛС должна выходить на поверхность под углом 45° , $\tau_{(XZ)_i} = 0$, $\sigma_{Zi} = 0$. Индекс i показывает различные направления оси OZ от центра заготовки O_1 до различных точек на поверхности AB . В итоге находим положение центра заготовки, величина $R = 59,9$ мм, $O_1N = 50$ мм. В точке A угол выхода α -ЛС на поверхность равен $48,75^\circ$, ошибка составила $7,7\%$. В точке B угол выхода на поверхность равен $59,00^\circ$, ошибка составила 20% .

Расчет площади поперечного сечения образца при $R = 59,9$ мм показал, что его исходный диаметр должен быть $117,4$ мм.

Имея информацию об исходном диаметре, определим, что для рассматриваемого случая прокатки степень обжатия равна $\delta = 117,4 / (2 \cdot 50) = 1,17$, параметр $b = 66 / 117,4 = 0,56$, параметр $a = 0,042$. На контактной поверхности нормальное напряжение составляет $\sigma_Z = -3,04K$, среднее напряжение здесь равно

$\sigma/K = -2,046$. Среднее напряжение на участке наружной поверхности AB определяется из условия равенства нормального напряжения нулю $\sigma_z = 0$. С учетом ошибки 7,7 % в точке A :

$$\begin{aligned} \sigma_z &= \sigma + K \sin [2 \cdot (-48,75^\circ)] = 0; \\ \sigma + K \cdot 0,99 &= 0; \sigma = 0,99K; \sigma/K = +0,99. \end{aligned} \quad (5)$$

Из геометрии поперечного сечения образца определим: $R = 59,9$ мм; $\varphi_1 = 33,4^\circ$; $\varphi_2 = 33,4^\circ$. Используя (4), рассчитаем среднее напряжение σ/K в центре образца (в точке O_1). Оно составляет $\sigma/K = -0,999$, то есть напряжение сжимающее. Распределение среднего напряжения σ/K в ОД показано на рис. 4.

Анализ решений ПП двумя и одним инструментами методом графического построения полей ЛС. Исходя из обоих решений можно сделать вывод, что ПП одним инструментом увеличивает по сравнению с ПП двумя инструментами на контакте нормальное и среднее напряжение на 7,8–14,5 %, изменяет среднее напряжение в осевой области образца с растягивающего на сжимающее. Это обстоятельство значительно увеличивает ресурс пластичности и позволяет прокатывать металлы с ограниченной пластичностью без вскрытия осевой полости.

Решение 3D задачи ПКП одним инструментом методом конечных элементов (МКЭ). Решение 2D двух предыдущих задач не учитывает течение металла вдоль оси OY , и в связи с этим они могут оцениваться как качественные, то есть предназначенные для выявления особенностей ПП одним инструментом без установления количественных зависимостей.

Решение 3D задачи осуществлялось нами с использованием пакета программ LS-DYNA. Компьютерный эксперимент моделировал ПКП одним клиновым инструментом с геометрией $\alpha = 30^\circ$, $\beta = 5^\circ$ и обжатием $\delta = 1,2$. Заготовка из стали 40X диаметром 30 мм прокатывалась со скоростью $V = 0,3$ м/с при температуре 1170 К. Просчитаем для сравнения две технологии прокатки: двумя инструментами и одним инструментом.

Ресурс пластичности прокатанных деталей зависит от трех параметров прокатки: накопленных деформаций Λ , среднего напряжения σ/K и параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)} / K$, а также пластичности самого металла $\Lambda_{пр}$.

Полученные зависимости изменения среднего напряжения для технологий ПКП одним и двумя инструментами показаны на рис. 5.

Установлена важная закономерность: прокатка одним инструментом обеспечивает снижение на 26 % (0,54/0,68) среднего напряжения. Известно [1], что снижение среднего напряжения однозначно способствует увеличению пластичности металла, согласно [8] для алюминия и меди их пластичность при указанном изменении среднего напряжения возрастает приблизительно на те же 26 %.

Изменение параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)} / K$ по ходу прокатки в осевой области образца для двух вариантов технологий показано на рис. 5. При прокатке одним инструментом параметр третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)} / K$ меньше на 14,4 %, чем при прокатке двумя инструментами. Влияние этого фактора на пластичность металла однозначно: чем ниже параметр, тем выше пластичность. Таким образом, при прокатке одним инструментом оба параметра напряжений увеличивают пластические свойства металла.

На рис. 6 показаны накопленные деформации в осевой области образца при ПКП одним и двумя инструментами. Видно, что ПКП одним инструментом обеспечивает снижение

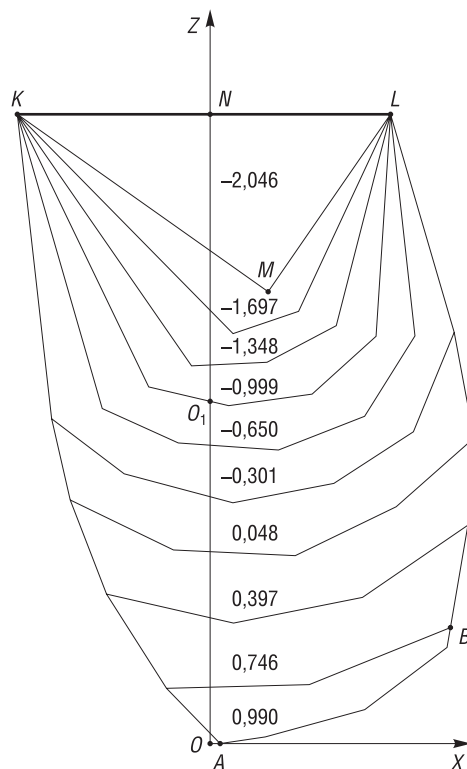
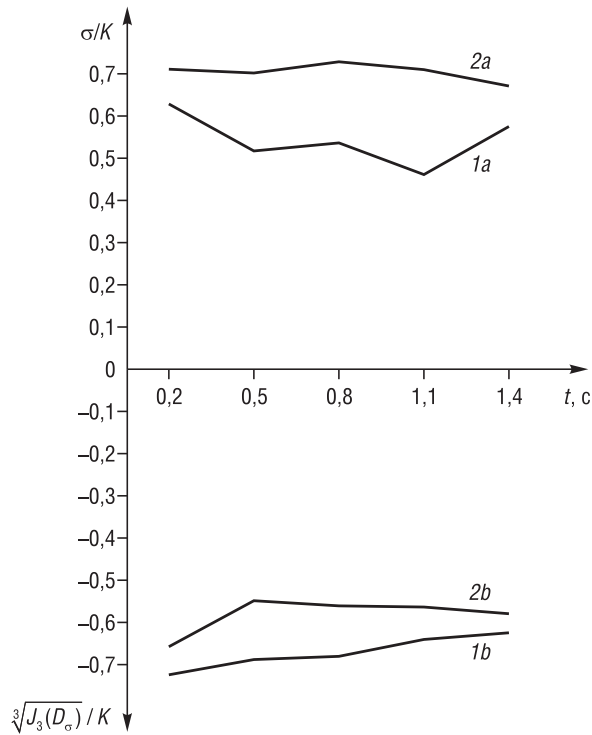


Рис. 4. Среднее напряжение σ/K при поперечной прокатке одним инструментом ($\delta = 1,17$)
 Fig. 4. Average stress σ/K from the one-tool cross rolling ($\delta = 1.17$)



1 – ПКП одним инструментом / the one-tool cross-wedge rolling
2 – ПКП двумя инструментами / the two-tools cross-wedge rolling

Рис. 5. Зависимости изменения в осевой области образца среднего напряжения σ/K во времени при ПКП одним (1a) и двумя (2a) инструментами и аналогичные зависимости параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ при ПКП одним (1b) и двумя (2b) инструментами ($\delta=1,2$; сталь 40X; $\alpha=30^\circ$; $\beta=5^\circ$; $V=0,3$ м/с; $T=1170$ К)

Fig. 5. The dependence of the average stress σ/K in time from one-tool (1a) and two-tools (2a) cross-wedge rolling and the dependence of the parameter of the third invariant of stress deviator $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ from the one-tool (1b) and two-tools (2b) cross-wedge rolling in the axial region of the sample ($\delta=1.2$; steel 40X; $\alpha=30^\circ$; $\beta=5^\circ$; $V=0.3$ m/s; $T=1170$ K)

Заклучение. Качественно оценено изменение напряженно-деформированного состояния путем сравнения полей линий скольжения при традиционной поперечной прокатке двумя инструментами и поперечной прокатке одним инструментом. Поперечная прокатка одним инструментом по сравнению с традиционной поперечной прокаткой двумя инструментами увеличивает на контакте нормальное и среднее напряжение на 7,8–14,5 %, изменяет среднее напряжение в осевой области образца с растягивающего на сжимающее. Это обстоятельство значительно увеличивает ресурс пластичности и позволяет прокатывать металлы с ограниченной пластичностью без вскрытия осевой полости. Впервые решены методом графического построения полей линий скольжения задачи поперечной прокатки одним инструментом.

При прокатке одним инструментом оба параметра напряжений – среднее напряжение σ/K и параметр третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ – увеличивают пластические свойства металла. Прокатка одним инструментом значительно (более чем в 2,7 раза) увеличивает ресурс пластичности в осевой области образца, что обеспечивает возможность прокатки сплавов ограниченной пластичности.

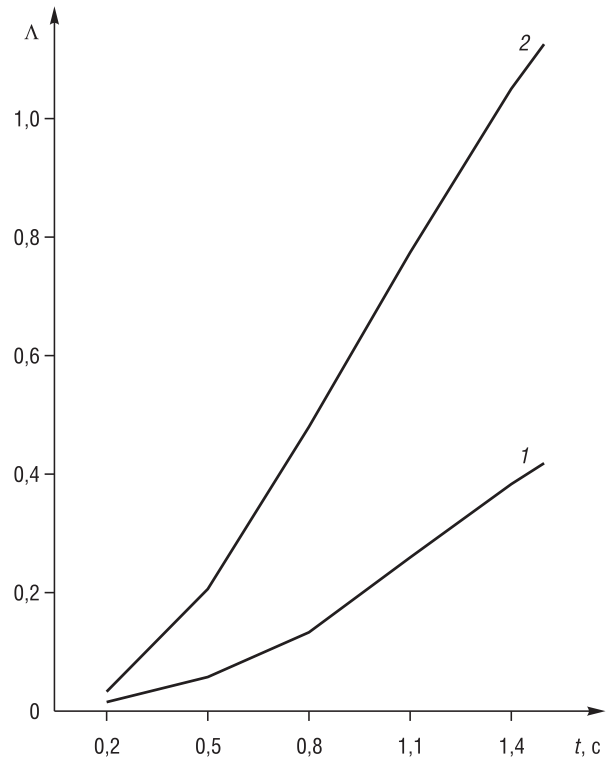


Рис. 6. Зависимости изменения накопленной деформации Λ во времени при ПКП одним (1) и двумя (2) инструментами ($\delta=1,2$; сталь 40X; $\alpha=30^\circ$; $\beta=5^\circ$; $V=0,3$ м/с; $T=1170$ К)

Fig. 6. The dependence of the degree of shear strain Λ in time from one-tool (1) and two-tools (2) cross-wedge rolling ($\delta=1.2$; steel 40X; $\alpha=30^\circ$; $\beta=5^\circ$; $V=0.3$ m/s; $T=1170$ K)

накопленных деформаций Λ в осевой области образца в 2,7 раза.

Ресурс пластичности линейно зависит от накопленных деформаций Λ , следовательно, с учетом факторов напряженного и деформированного состояния можно констатировать, что при ПКП одним инструментом ресурс пластичности увеличивается более чем в 2,7 раза.

Список использованных источников

1. Кожевникова, Г.В. Теория и практика поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова. – Минск: Беларус. наука, 2010. – 291 с.
2. Кожевникова, Г.В. Исследование кинематики течения металла при поперечно-клиновой прокатке с использованием компьютерного моделирования / Г.В. Кожевникова // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2013. – № 1. – С. 47–53.
3. Shchukin, V. Y. Cross-wedge rolling at PTI NAS Belarus / V. Y. Shchukin, G. V. Kozhevnikova, V. V. Petrenko // Appl. Mech. Mat. – 2012. – Vol. 201–202. – P. 1198–1202. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.201-202.1198>
4. Астапчик, А.С. Исследование пластичности металла заготовок поперечно-клиновой прокатки / А.С. Астапчик, Г.В. Кожевникова // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2014. – № 3. – С. 31–36.
5. Кожевникова, Г.В. Повышение усталостной прочности валов посредством поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова, А.О. Рудович, В.Я. Щукин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2017. – № 12. – С. 19–31.
6. Щукин, В.Я. Тенденции развития поперечно-клиновой прокатки / В.Я. Щукин, Г.В. Кожевникова // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2016. – № 2. – С. 7–13.
7. Щукин, В.Я. Белорусская школа поперечно-клиновой прокатки / В.Я. Щукин, Г.В. Кожевникова // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – № 1. – С. 43–50.
8. Kozhevnikova, G. Cross-wedge rolling / G. Kozhevnikova. – Minsk: Belarus. nauka, 2012. – 321 p.
9. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки / Е.М. Макушок [и др.]. – Минск: Наука и техника, 1968. – 408 с.
10. Кожевникова, Г.В. Самоустановление сил трения при поперечной прокатке / Г.В. Кожевникова // Трение и износ. – 2016. – Т. 37, № 4. – С. 421–426.

References

1. Kozhevnikova G. V. *Theory and Practice of Cross-Wedge Rolling*. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2010. 291 p. (in Russian).
2. Kozhevnikova G. V. Analysis of metal flow kinematics under cross-wedge rolling using computer simulation. *Vesti Natsyyanal'nai akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2013, no. 1, pp. 47–53 (in Russian).
3. Shchukin V. Y., Kozhevnikova G. V., Petrenko V. V. Cross-wedge rolling at PTI NAS Belarus. *Applied Mechanics and Materials*, 2012, vol. 201–202, pp. 1198–1202. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.201-202.1198>
4. Astapchik A. S., Kozhevnikova G. V. Study of metal plasticity of billets processed by cross-wedge rolling. *Vesti Natsyyanal'nai akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2014, no. 3, pp. 31–36 (in Russian).
5. Kozhevnikova G. V., Rudovich A. O., Shchukin V. Y. Improving of fatigue strength of shafts by cross-wedge rolling. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and Stamping Production. Material Working by Pressure*, 2017, no. 12, pp. 19–31 (in Russian).
6. Shchukin V. Y., Kozhevnikova G. V. Trends of cross-wedge rolling. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and Stamping Production. Material Working by Pressure*, 2016, no. 2, pp. 7–13 (in Russian).
7. Shchukin V. Y., Kozhevnikova G. V. Belarusian cross-wedge rolling school of thought. *Vesti Natsyyanal'nai akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 1, pp. 43–50 (in Russian).
8. Kozhevnikova G. *Cross-Wedge Rolling*. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2012. 321 p.
9. Makushok E. M., Matusevich A. S., Severdenko V. P., Segal V. M. *Theoretical Foundations of Forging and Hot Forging*. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1968. 408 p. (in Russian).
10. Kozhevnikova G. V. Self-setting of forces of friction during cross rolling. *Journal of Friction and Wear*, 2016, vol. 37, no. 4, pp. 324–329. <https://doi.org/10.3103/s1068366616040073>

Информация об авторе

Кожевникова Гражина Валерьевна – доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории предельной деформируемости и поперечно-клиновой прокатки, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: fti@tut.by

Information about the author

Grazhina V. Kozhevnikova – D. Sc. (Engineering), Chief Researcher of the Laboratory of Extreme Deformability and Cross-Wedge Rolling, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: fti@tut.by

О.Л. Швед

Объединенный институт проблем информатики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЧИСТОГО СДВИГА ДЛЯ ИДЕАЛЬНО УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА (МАТЕРИАЛА МУРНАГАНА)

Аннотация. Сформулированы определяющие уравнения для случая, когда точка процесса располагается в сингулярной точке девиаторного сечения поверхности текучести. Выбран основной параметр упругопластического материала Мурнагана – относительная часть рассеиваемой удельной мощности деформации. Эта величина зависит от вида напряженно-деформированного состояния, скорости деформации и истории нагружения материала. Данная зависимость обусловлена рациональным выбором параметра роста упругой деформационной анизотропии с учетом базовых экспериментов. Разработаны комплексы программ на языке ФОРТРАН и выполнено численное моделирование процесса чистого сдвига. Представлены результаты расчетов процесса, проведенного до момента разрушения материала согласно предложенному нестандартному критерию разрушения. Описано явление увеличения пластичности материала для чистого сдвига при приложенном высоком гидростатическом давлении. Подтверждены опытные данные Бриджмена о наличии пороговой величины давления для труднодеформируемых металлов.

Ключевые слова: упругопластический материал Мурнагана, чистый сдвиг, численное моделирование

Для цитирования: Швед, О.Л. Численное моделирование чистого сдвига для идеально упругопластического материала (материала Мурнагана) / О.Л. Швед // Вестн. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 182–189. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-182-189>

O. L. Shved

United Institute of Informatics Problems of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

NUMERICAL MODELING OF A CLEAN SHIFT FOR PERFECTLY ELASTIC-PLASTIC MATERIAL (MURNAGHAN'S MATERIAL)

Abstract. The constitutive equations are formulated for the case when the process point is located at the singular point of the deviator section of the yield surface. The main parameter of Murnaghan's elastic-plastic material is selected – the relative part of the dissipated specific power of deformation. This value depends on the type of stress-strain state, strain rate and material loading history. This dependence is due to the rational choice of the growth parameter of the elastic deformation anisotropy, which ensures its minimum value. Complex programs in FORTRAN language have been developed and the pure shift process has been numerically simulated. The results of calculations of the process carried out before the moment of material destruction according to the proposed non-standard fracture criterion are presented. The phenomenon of increasing the plasticity of the material for pure shear with applied high hydrostatic pressure is described. Bridgman's experimental data on the presence of a threshold pressure value for hard-to-deform metals is confirmed.

Keywords: Murnaghan's elastic-plastic material, pure shear, numerical simulation

For citation: Shved O. L. Numerical modeling of a clean shift for perfectly elastic-plastic material (Murnaghan's material). *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 182–189 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-182-189>

Введение. Проблема обобщения модели упругого материала Мурнагана [1, 2] на упругопластичность рассмотрена в [3]. Для ее решения применялось требование двойной потенциальности в напряжениях и скоростях напряжений. Предполагалось, что активный упругопластический процесс происходит попеременным чередованием пластических и упругих состояний. Были сформулированы определяющие уравнения упругопластического материала Мурнагана, получены девиаторные сечения поверхности текучести в пространстве напряжений и специфический критерий макроразрушения материала при течении. В качестве базовых экспериментов использовались нагружения одноосные (растяжение, сжатие) и двухосные (растяжение, сжатие).

При численном моделировании базовых экспериментов, проведенных до момента разрушения, материал для необходимого упрощения предполагался идеально упругопластическим. В рамках ортотропного материала автором было выполнено численное моделирование базовых экспериментов [4].

Цель данной работы – проверка возможностей модели материала при решении задачи о чистом сдвиге при условии, что нагружение проводится до момента разрушения, а также исследование явления увеличения пластичности материала при наложении высокого гидростатического давления сжатия.

Постановка задачи. В отсчетной конфигурации рассматривается куб: вектор места $\mathbf{r} = a^i \mathbf{i}_i$, $0 \leq a^i \leq 1$, $i = 1, 2, 3$; \mathbf{i}_i – ортонормированный триэдр. В задаче о чистом сдвиге реализуется напряженное состояние $\mathbf{T} = \tau(\mathbf{i}_2 \mathbf{i}_3 + \mathbf{i}_3 \mathbf{i}_2)$, где \mathbf{T} – тензор напряжений Коши [1]. Отыскивается преобразование отсчетной конфигурации в актуальную конфигурацию и напряженно-деформированное состояние.

Задача рассматривается для двух случаев: простой чистый сдвиг и комбинированный чистый сдвиг при дополнительном высоком гидростатическом давлении сжатия.

В первом случае нагружение проводится до момента разрушения в результате пластической деформации и роста упругой деформационной анизотропии [3]. Для этого в рамках ортотропного материала требуется сформулировать критерий разрушения. Предполагается также исследовать возможность описания эффекта Баушингера.

Во втором случае требуется установить возможность описания явления увеличения пластичности материала. Следует найти величину порогового напряжения, с которого наступает увеличение пластичности для труднодеформируемого металла. Необходимо определить граничные величины гидростатического давления для идеально упругопластического материала Мурнагана [3].

Следует разработать комплексы программ для численного моделирования и выполнить их проверку. В частности проверить совпадение конечных точек при разных путях обхода по дивидаторному сечению поверхности текучести расчетной точки из точки процесса в противоположную ей точку.

Для упругопластического материала используются данные по рекристаллизованному вольфраму с постоянными Ламе $\lambda = 163$, $\mu = 137$, $\nu_1 = -429$, $\nu_2 = -258$, $\nu_3 = -267$ (ГПа) [1]. Величина напряжения текучести взята при простом растяжении $\sigma = 0,45$ ГПа и при простом сжатии $\sigma = -0,45$ ГПа.

Методика численных экспериментов в упругом состоянии. Для решения задачи удобно перейти от первоначального триэдра $\mathbf{i}_1, \mathbf{i}_2, \mathbf{i}_3$ к другому триэдру $\mathbf{c}_1, \mathbf{c}_2, \mathbf{c}_3$:

$$\mathbf{c}_2 = (\sqrt{2})^{-1}(\mathbf{i}_2 + \mathbf{i}_3), \mathbf{c}_3 = (\sqrt{2})^{-1}(-\mathbf{i}_2 + \mathbf{i}_3), \mathbf{c}_1 = \mathbf{i}_1. \quad (1)$$

В этом базисе с учетом (1) имеет место

$$\mathbf{T} = \tau(\mathbf{c}_2 \mathbf{c}_2 - \mathbf{c}_3 \mathbf{c}_3). \quad (2)$$

Обозначим $\sigma_0 = -0,15$ ГПа. По кривой пластичности для изотропного материала в сингулярной точке определяется величина $\tau = 0,56$ ГПа.

Вектор места в отсчетной конфигурации будет $\mathbf{r} = q^i \mathbf{c}_i = a^i \mathbf{i}_i$. Вектор места в актуальной конфигурации положим $\mathbf{R} = \mathbf{r} + Zq^1 \mathbf{c}_1 + Xq^2 \mathbf{c}_2 + Yq^3 \mathbf{c}_3$.

Рассмотрим, как преобразуется сечение куба плоскостью $a^1 = k$ ($0 \leq k \leq 1$). Имеем

$$q^1 = a^1, \quad q^2 = (\sqrt{2})^{-1}(a^2 + a^3), \quad q^3 = (\sqrt{2})^{-1}(-a^2 + a^3), \quad \mathbf{R} = (1 + Z)q^1 \mathbf{c}_1 + (1 + X)q^2 \mathbf{c}_2 + (1 + Y)q^3 \mathbf{c}_3.$$

С точностью до вектора $(1 + Z)k\mathbf{c}_1$ находим вектор \mathbf{R} .

Пусть $a^2 = 0, a^3 = 0$, тогда $q^2 = 0, q^3 = 0, \mathbf{R} = 0$.

Пусть $a^2 = 0, a^3 = 1$, тогда $q^2 = (\sqrt{2})^{-1}, q^3 = (\sqrt{2})^{-1}, \mathbf{R} = (\sqrt{2})^{-1}((1 + X)\mathbf{c}_2 + (1 + Y)\mathbf{c}_3)$.

Пусть $a^2 = 1, a^3 = 1$, тогда $q^2 = \sqrt{2}, q^3 = 0, \mathbf{R} = \sqrt{2}(1 + X)\mathbf{c}_2$.

Пусть $a^2 = 1, a^3 = 0$, тогда $q^2 = (\sqrt{2})^{-1}, q^3 = -(\sqrt{2})^{-1}, \mathbf{R} = (\sqrt{2})^{-1}((1 + X)\mathbf{c}_2 - (1 + Y)\mathbf{c}_3)$.

Следовательно, квадрат $\{(a^2, a^3)\}$ преобразуется в ромб, что подтверждается физическими опытами на кручение. Сам куб $\{(a^1, a^2, a^3)\}$ преобразуется в параллелепипед.

Вычисляем основные и взаимные векторные базисы в отсчетной конфигурации $\mathbf{r}_i = \frac{\partial}{\partial q^i} \mathbf{r} = \mathbf{c}_i$, $\mathbf{r}_i \cdot \mathbf{r}^j = \delta_i^j$, $\mathbf{r}^i = \mathbf{r}_i = \mathbf{c}_i$, а также основные и взаимные векторные базисы в актуальной конфигурации: $\mathbf{R}_1 = \frac{\partial}{\partial q^1} \mathbf{R} = (1+Z)\mathbf{c}_1$, $\mathbf{R}_2 = \frac{\partial}{\partial q^2} \mathbf{R} = (1+X)\mathbf{c}_2$, $\mathbf{R}_3 = \frac{\partial}{\partial q^3} \mathbf{R} = (1+Y)\mathbf{c}_3$; $\mathbf{R}_i \cdot \mathbf{R}^j = \delta_i^j$, $\mathbf{R}^1 = (1+Z)^{-1}\mathbf{c}_1$, $\mathbf{R}^2 = (1+X)^{-1}\mathbf{c}_2$, $\mathbf{R}^3 = (1+Y)^{-1}\mathbf{c}_3$.

Находим градиенты, меры Коши–Грина и Фигнера упругой деформации:

$$\begin{aligned} \overset{0}{\nabla} \mathbf{R} &= \mathbf{r}^i \mathbf{R}_i = (1+Z)\mathbf{c}_1\mathbf{c}_1 + (1+X)\mathbf{c}_2\mathbf{c}_2 + (1+Y)\mathbf{c}_3\mathbf{c}_3 = \mathbf{R}_i \mathbf{r}^i = \overset{0}{\nabla} \mathbf{R}^T, \\ \mathbf{G} &= \overset{0}{\nabla} \mathbf{R} \cdot \overset{0}{\nabla} \mathbf{R}^T = (1+Z)^2\mathbf{c}_1\mathbf{c}_1 + (1+X)^2\mathbf{c}_2\mathbf{c}_2 + (1+Y)^2\mathbf{c}_3\mathbf{c}_3 = \overset{0}{\nabla} \mathbf{R}^T \cdot \nabla \mathbf{R} = \mathbf{F}. \end{aligned} \quad (3)$$

В упругом состоянии для изотропного материала удельная потенциальная энергия деформации описывается выражением

$$\begin{aligned} \varepsilon_0 &= 4^{-1}(4^{-1}(-12\lambda - 8\mu + 9\nu_1 + 18\nu_2 + 8\nu_3)I_1 + 4^{-1}(2\lambda + 4\mu - 3\nu_1 - 10\nu_2 - 8\nu_3)I_1^2 + \\ &+ (-2\mu + 3\nu_2 + 4\nu_3)I_2 - (\nu_2 + 2\nu_3)I_1I_2 + 12^{-1}(\nu_1 + 6\nu_2 + 8\nu_3)I_1^3 + 2\nu_3I_3) + c, \end{aligned} \quad (4)$$

где I_i – главные инварианты упругой меры Коши–Грина \mathbf{G} , c – минимальная скалярная величина, обеспечивающая условие $\varepsilon = \varepsilon_0 \geq 0$.

Из (4) получаем определяющее уравнение в конечном виде для тензора напряжений Коши \mathbf{T} :

$$\begin{aligned} \mathbf{T} = \mathbf{T}_0 &= 2\sqrt{I_3}^{-1} \mathbf{F}_e \cdot \frac{\partial \varepsilon_0}{\partial \mathbf{G}} \cdot \mathbf{F}_e^T = 2(\sqrt{I_3})^{-1} (\varphi_0 \mathbf{E} + \varphi_1 \mathbf{F} + \varphi_2 \mathbf{F}^2) \quad (\mathbf{F}_e = \overset{0}{\nabla} \mathbf{R}^T), \\ \varphi_0 &= a_0 I_3, \quad \varphi_1 = b_0 + b_1 I_1 + b_2 I_1^2 + b_3 I_2, \quad \varphi_2 = c_0 + c_1 I_1, \quad a_0 = 2^{-1} \nu_3, \\ b_0 &= 16^{-1}(-12\lambda - 8\mu + 9\nu_1 + 18\nu_2 + 8\nu_3), \quad b_1 = 8^{-1}(2\lambda - 3\nu_1 - 4\nu_2), \\ b_2 &= 16^{-1}(\nu_1 + 2\nu_2), \quad b_3 = -4^{-1}(\nu_2 + 2\nu_3), \quad c_0 = 4^{-1}(2\mu - 3\nu_2 - 4\nu_3), \quad c_1 = -b_3. \end{aligned} \quad (5)$$

Обозначим значения величин Z, X, Y в начале течения соответственно через Z_0, X_0, Y_0 . Путем обращения закона (5) численным методом из (3) при чистом сдвиге, а также при чистом сдвиге под гидростатическим давлением сжатия p находим:

$$\begin{aligned} Z_0 &= 0,9999994373, \quad X_0 = 0,0020511, \quad Y_0 = -0,00896 \quad (p = 0), \\ Z_0 &= 0,92938, \quad X_0 = -0,069, \quad Y_0 = -0,07223 \quad (p = 550\sigma_0), \\ Z_0 &= 0,8581, \quad X_0 = -0,1395, \quad Y_0 = -0,1443 \quad (p = 1500\sigma_0). \end{aligned} \quad (6)$$

Методика численных экспериментов в пластическом состоянии. Потенциал напряжений ε дополняется анизотропными структурами второй ε_2 и третьей ε_3 степеней:

$$\begin{aligned} \varepsilon &= \varepsilon_0 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 + c, \\ \varepsilon_2 &= 4^{-1}(\sum \delta_i ((\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i - 1)^2 - 1) + \delta_8 ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) - 1) + \\ &+ \delta_9 ((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) - 1) + \delta_{10} ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) - 1)), \\ \varepsilon_3 &= 8^{-1}(\sum \delta_{21+i} ((\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i - 1)^3 + 1) + \delta_{25} ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)^2 (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) + 1) + \\ &+ \delta_{26} ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)^2 (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) + 1) + \delta_{27} ((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)^2 (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1) + 1) + \\ &+ \delta_{28} ((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)^2 (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) + 1) + \delta_{29} ((\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)^2 (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1) + 1) + \\ &+ \delta_{30} ((\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)^2 (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) + 1) + \delta_{31} ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) + 1)). \end{aligned} \quad (7)$$

В (7) $i = \overline{1, 3}$. Ненулевых параметров упругой анизотропии δ_j будет 16, индекс $j \in \{1-3, 8-10, 22-31\}$. Первоначальные значения параметров нулевые.

Тензор напряжений Коши для анизотропного материала по (5), (7) имеет следующий вид:

$$\begin{aligned}
 \mathbf{T} &= \mathbf{T}_0 + \Sigma \delta_j \mathbf{T}_j, \quad \Sigma \delta_j \mathbf{T}_j = 2L_3^{-1} \mathbf{F}_e \cdot \frac{\partial(\vartheta_2 + \vartheta_3)}{\partial \mathbf{G}} \cdot \mathbf{F}_e^T (L_3 = \sqrt{I_3}), \\
 \mathbf{T}_i &= L_3^{-1} (\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i \cdot \mathbf{V}, \\
 \mathbf{T}_{3+i} &= 4^{-1} L_3^{-1} ((\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i - 1) \mathbf{V} \cdot (\mathbf{C}_1 \mathbf{C}_2 + \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_1) \cdot \mathbf{V} + 2\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_8 &= L_3^{-1} 2^{-1} \mathbf{V} \cdot ((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1) \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2) \cdot \mathbf{V}, \\
 \mathbf{T}_9 &= L_3^{-1} 2^{-1} \mathbf{V} \cdot ((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2) \cdot \mathbf{V}, \\
 \mathbf{T}_{10} &= L_3^{-1} 2^{-1} \mathbf{V} \cdot ((\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1) \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3) \cdot \mathbf{V}, \\
 \mathbf{T}_{21+i} &= 4^{-1} 3 L_3^{-1} (\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i \cdot \mathbf{V}, \\
 \mathbf{T}_{25} &= 4^{-1} L_3^{-1} (2(\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_{26} &= 4^{-1} L_3^{-1} (2(\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_{27} &= 4^{-1} L_3^{-1} (2(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_{28} &= 4^{-1} L_3^{-1} (2(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_{29} &= 4^{-1} L_3^{-1} (2(\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_{30} &= 4^{-1} L_3^{-1} (2(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)^2 \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V}), \\
 \mathbf{T}_{31} &= 4^{-1} L_3^{-1} ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} + \\
 &+ (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} + (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)(\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1) \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V}), \tag{8}
 \end{aligned}$$

где \mathbf{F}_e – неособенный тензор, заменяющий в упругопластичности деформационный градиент и $\mathbf{C}_i = \mathbf{c}_i \cdot \mathbf{O} = \mathbf{c}_i$, собственно ортогональный тензор упругого поворота $\mathbf{O} = \mathbf{E}$.

При течении находим вектор скорости перемещений: $\mathbf{v} = \dot{\mathbf{R}} = \dot{Z} \mathbf{c}_1 + \dot{X} \mathbf{c}_2 + \dot{Y} \mathbf{c}_3$. Вычисляем градиенты скорости перемещений:

$$\nabla \mathbf{v} = \mathbf{R}^i \frac{\partial}{\partial q^i} \mathbf{v} = \dot{Z} (1 + Z)^{-1} \mathbf{c}_1 \mathbf{c}_1 + \dot{X} (1 + X)^{-1} \mathbf{c}_2 \mathbf{c}_2 + \dot{Y} (1 + Y)^{-1} \mathbf{c}_3 \mathbf{c}_3, \quad \nabla \mathbf{v}^T = \left(\frac{\partial}{\partial q^i} \mathbf{v} \right) \mathbf{R}^i = \nabla \mathbf{v}.$$

Предполагаем $\dot{Z} = 0$. Вычисляем тензоры скорости деформаций и вихря:

$$\mathbf{D} = 2^{-1} (\nabla \mathbf{v}^T + \nabla \mathbf{v}) = \dot{X} (1 + X)^{-1} \mathbf{c}_2 \mathbf{c}_2 + \dot{Y} (1 + Y)^{-1} \mathbf{c}_3 \mathbf{c}_3, \quad \mathbf{W} = 2^{-1} (\nabla \mathbf{v}^T - \nabla \mathbf{v}) = 0.$$

По условию несжимаемости $\dot{Y} = -(1 + Y)(1 + X)^{-1} \dot{X}$ получаем $\mathbf{D} = \dot{X} (1 + X)^{-1} (\mathbf{c}_2 \mathbf{c}_2 - \mathbf{c}_3 \mathbf{c}_3)$. Дифференциальные уравнения при течении формулируются для величин ε , \mathbf{T} , δ_j :

$$(L_3^{-1} \varepsilon) = (1 - \alpha) \mathbf{T} \cdot \mathbf{D}, \quad \dot{\mathbf{T}} = 0, \tag{9}$$

$$\dot{\delta}_j = \beta k_j \mathbf{N} \cdot \mathbf{T}_j \|\mathbf{T}_j\|^{-1} (\mathbf{T}_j \neq 0, \beta \geq 0, (k_j = \pm 1) \vee (k_j = 0), \|\mathbf{T}_j\| = \sqrt{\mathbf{T}_j \cdot \mathbf{T}_j}), \quad \dot{\delta}_j = 0 (\mathbf{T}_j = 0).$$

Скаляр α в (9) является относительной частью рассеиваемой удельной мощности деформации. Параметр β характеризует скорость роста упругой анизотропии. В [3] указан выбор параметров анизотропии k_j , обеспечивающий минимальное значение величины β . Объективная производная в (9) совпадает с материальной производной.

Девятиорное сечение поверхности текучести образуется представителями двух семейств поверхностей, условно говоря, отвечающих за растяжение ($i = 1$), сжатие ($i = 2$), и тогда в (9) $\alpha = \alpha_i$, $\mathbf{N} = \mathbf{N}_i$.

Рассмотрим общее задание функции $\alpha_i = \alpha_i(\psi_i, \varphi_i, \alpha_{i1}, \alpha_{i2})$ [3]:

$$\alpha_i = \beta_i + (1 - \beta_i) A_i, \quad \beta_i = \alpha_{i1} + \varphi_i \varphi_{i2}^{-1} (x_i \alpha_{i2} - \alpha_{i1}), \quad A_i = 2\pi^{-1} \psi_i, \quad \psi_i = \arccos(\mathbf{N} \cdot \mathbf{D}_p \|\mathbf{D}_p\|^{-1}), \tag{10}$$

$$\mathbf{N} = \mathbf{N}_i, \quad \mathbf{D}_p = \mathbf{D} \cdot \mathbf{N}_1 \mathbf{N}_1 + \mathbf{D} \cdot \mathbf{N}_2 \mathbf{N}_2, \quad \varphi_i = \arccos(\mathbf{N} \cdot \text{dev} \mathbf{T} \|\text{dev} \mathbf{T}\|^{-1}), \quad x_i = (1 - A_{i2} \alpha_{i2}^{-1})(1 - A_{i2})^{-1},$$

где α_{i1} , α_{i2} определяются при проведенных до момента разрушения одноосных и двухосных растяжениях и сжатиях, φ_{i2} – величина угла φ_i , ψ_{i2} – величина угла ψ_i при двухосных нагружениях Бриджмена [5].

Соотношения (10) удовлетворяют базовым экспериментам. Действительно, имеем при одноосном нагружении $\varphi_i = \varphi_{i1}$, $\psi_i = \psi_{i1}$, $\varphi_{i1} = \psi_{i1} = 0$, $A_i = 0$, $\alpha_i = \beta_i$, $\beta_i = \alpha_{i1}$, $\alpha_i = \alpha_{i1}$. При двухосном нагружении аналогично находим $\varphi_i = \varphi_{i2}$, $\psi_i = \psi_{i2}$, $A_i = A_{i2}$, $x_i = (1 - A_{i2}\alpha_{i2}^{-1})(1 - A_{i2})^{-1}$, $\beta_i = x_i\alpha_{i2} = (\alpha_{i2} - A_{i2})(1 - A_{i2})^{-1}$, $1 - \beta_i = (1 - \alpha_{i2})(1 - A_{i2})^{-1}$, $\alpha_i = \beta_i + (1 - \beta_i)A_{i2} = \alpha_{i2}$, $\alpha_i = \alpha_{i2}$.

Обозначим $A_{ii} = (1 - \beta_i)(2 - \beta_i - \beta_2)^{-1}$. В сингулярной точке кривой пластичности в (9) для минимизации величины β выбирается $\alpha = \alpha_1$, $\mathbf{N} = \mathbf{N}_1$ при $A_1 \leq A_{11}$ или $\alpha = \alpha_2$, $\mathbf{N} = \mathbf{N}_2$ при $A_2 \leq A_{22}$ [3].

Углы φ_i , ψ_i и параметр α_i при одноосных растяжении, сжатии имеют следующие значения: $\varphi_{11} = \psi_{11} = 0$, $\varphi_{21} = \psi_{21} = 0$, $\alpha_1 = \alpha_{11} = 0,99595$, $\alpha_2 = \alpha_{21} = 0,99757$.

При двухосных растяжении, сжатии получается: $\varphi_{12} = 0,07808353$, $\psi_{12} = 0,65048$, $\varphi_{22} = 0,2663623$, $\psi_{22} = 0,66279$, $\alpha_1 = \alpha_{12} = 0,992$, $\alpha_2 = \alpha_{22} = 0,99358$.

В [3] определен тензор $\overset{\Omega}{\mathbf{T}} = \dot{\mathbf{T}} - \Omega \cdot \mathbf{T} + \mathbf{T} \cdot \Omega$ – объективная \mathbf{O} -производная тензора \mathbf{T} , где $\Omega = \dot{\mathbf{O}}^T \cdot \mathbf{O}$ – упругий спин, который в рассматриваемых случаях нулевой. Введем девиатор-оператор $\mathbf{Q}(\mathbf{D})$ – \mathbf{O} -производную тензора $\text{dev}\mathbf{T}$, вычисленную по соотношению $\dot{\mathbf{F}}_e = \nabla \mathbf{v}^T \cdot \mathbf{F}_e$ при условии несжимаемости:

$$\begin{aligned} \mathbf{Q} &= \mathbf{Q}_0 + \mathbf{Q}_2 + \mathbf{Q}_3, \\ \mathbf{Q}_0 &= \text{dev}(\mathbf{T} \cdot \mathbf{D} + \mathbf{D} \cdot \mathbf{T} + 4L_3^{-1}(d\mathbf{F} \cdot \mathbf{D} + c_1\mathbf{F}^2 \cdot \mathbf{D})\mathbf{F} + c_1\mathbf{F} \cdot \mathbf{D}\mathbf{F}^2 - \\ &\quad - \varphi_0\mathbf{D} + \varphi_2\mathbf{F} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{F}) \quad (d = b_1 + (2b_2 + b_3)I_1), \\ \mathbf{Q}_2 &= L_3^{-1} \text{dev}(\mathbf{V} \cdot (\sum (\delta_i 2\mathbf{C}_i \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i + \\ &\quad + \delta_8(\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 + \mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2) + \\ &\quad + \delta_9(\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 + \mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3) + \\ &\quad + \delta_{10}(\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 + \mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1)), \\ \mathbf{Q}_3 &= L_3^{-1} \text{dev}(\mathbf{V} \cdot (\sum 3\delta_{21+i}(\mathbf{c}_i \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_i - 1)\mathbf{C}_i \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i \mathbf{C}_i + \\ &\quad + \delta_{25}(((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 + (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1)\mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 + \\ &\quad + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2) + \\ &\quad + \delta_{26}(((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1)\mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 + \\ &\quad + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3) + \\ &\quad + \delta_{27}(((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2)\mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 + \\ &\quad + (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1) + \\ &\quad + \delta_{28}(((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2)\mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 + \\ &\quad + (\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3) + \\ &\quad + \delta_{29}(((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1)\mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 + \\ &\quad + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1) + \\ &\quad + \delta_{30}(((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2)\mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3 + \\ &\quad + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 \mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2) + \\ &\quad + \delta_{31}2^{-1}(((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2)\mathbf{C}_1 \mathbf{C}_1 + \\ &\quad + ((\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_3 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_3 + (\mathbf{c}_3 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_3 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1)\mathbf{C}_2 \mathbf{C}_2 + \\ &\quad + ((\mathbf{c}_2 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_2 - 1)\mathbf{C}_1 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_1 + (\mathbf{c}_1 \cdot \mathbf{G} \cdot \mathbf{c}_1 - 1)\mathbf{C}_2 \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{D} \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{C}_2)\mathbf{C}_3 \mathbf{C}_3)) \cdot \mathbf{V}). \end{aligned} \quad (11)$$

Используя условия потенциальности [3], переходим к представлению девиатора $\mathbf{Q}(\mathbf{D})$ (11) в пятимерном векторном пространстве в базисе $\mathbf{W}_1 = (\sqrt{6})^{-1}(\mathbf{E} - 3\mathbf{c}_3\mathbf{c}_3)$, $\mathbf{W}_2 = (\sqrt{2})^{-1}(\mathbf{c}_2\mathbf{c}_2 - \mathbf{c}_1\mathbf{c}_1)$, $\mathbf{W}_3 = (\sqrt{2})^{-1}(\mathbf{c}_1\mathbf{c}_2 + \mathbf{c}_2\mathbf{c}_1)$, $\mathbf{W}_4 = (\sqrt{2})^{-1}(\mathbf{c}_1\mathbf{c}_3 + \mathbf{c}_3\mathbf{c}_1)$, $\mathbf{W}_5 = (\sqrt{2})^{-1}(\mathbf{c}_2\mathbf{c}_3 + \mathbf{c}_3\mathbf{c}_2)$ с матрицей оператора $\mathbf{Q} = (q_{ik})_{\substack{i=1,3 \\ k=1,5}}$, которая для ортотропного материала может содержать только 7 ненулевых элементов: $q_{11} = p_1 + 2p_2$, $q_{22} = -p_1 + 2p_2$, $q_{12} = q_{21} = \sqrt{3}p_2$, $q_{33} = p_3$, $q_{44} = p_4$, $q_{55} = p_5$.

Матрица \mathbf{Q} с учетом всегда возможного численного обращения закона Мурнагана (8) полностью определяется тензором напряжений Коши. Через точку процесса $\text{dev}\mathbf{T} = \mathbf{T}$ в плоскости $\mathbf{W}_2 = \{\mathbf{W}_1, \mathbf{W}_2\}$ проводится кусочно-гладкая кривая пластичности. Базисные векторы $\mathbf{W}_1, \mathbf{W}_2$ задают направления осей в декартовой системе координат. Для чистого сдвига точка процесса находится в сингулярной точке. На кривой пластичности рассматривается расчетная точка, в кото-

рой вычисляется матрица Q . Расчетная точка перемещается на кривой пластичности по часовой стрелке из точки процесса, и ее расположение определяется углом θ между радиус-векторами точки процесса и расчетной точки. Функция критерия разрушения, обнаруживающая недопустимое совпадение собственных значений матрицы Q , с учетом нормирования запишется в виде

$$X(\theta) = (p_1^2 + 3p_2^2)^{-3} \prod_{m=3}^5 (p_2^2 - p_1^2 - 4p_2p_m + p_m^2) \quad (p_n = p_n(\theta), \quad n = \overline{1,5}, \quad 0 \leq \theta < 2\pi). \quad (12)$$

Результаты численных экспериментов. Разработаны алгоритмы и комплексы программ на языке Фортран для численного моделирования чистого сдвига при известных скоростях перемещений [6], проведенных до момента разрушения. Точка процесса расположена в основном двумерном подпространстве пространства девиаторов напряжений. Используются общие программные модули для триклинного материала Мурнагана. Головные программы комплексов выполняют процедуры: численного моделирования нагружений согласно соотношениям (4), (5), (7)–(12); построения сингулярных точек кривой пластичности в двумерном подпространстве W_2 при обходах из точки процесса по поверхности девиаторного сечения в трех трехмерных подпространствах $W_3 = \{W_1, W_2, W_3\}$, $W_4 = \{W_1, W_2, W_4\}$, $W_5 = \{W_1, W_2, W_5\}$ ($W_2 = W_3 \cap W_4 \cap W_5$) ортогонально проекциям третьей, второй и первой осей соответственно; построения кривой пластичности; построения графика знакопеременной и непрерывной, критериальной функции (12) согласно полученному критерию разрушения вследствие пластической деформации.

На рис. 1 показаны результаты численного моделирования чистого сдвига, проведенного до момента разрушения: кривые пластичности и соответствующие функции разрушения. Стрелками обозначены проекции базисных диад $c_i c_i$ на девиаторную плоскость W_2 . Проекция первой диады направлена вниз, а проекция второй диады – вверх. Функция $X(\theta)$ вычисляется из соотношения (12) в расчетной точке. Точка процесса отмечена на кривых пластичности чертой. На оси абсцисс большие штрихи соответствуют положениям сингулярных точек кривой пластичности, малые штрихи соответствуют приращению угла поворота $\theta = 6^{-1}\pi$. Появление макротрещины вследствие пластической деформации происходит при переходе нуля функции $X(\theta)$ с одного регулярного участка кривой на другой [3], в данном случае в точке процесса.

Наблюдается проявление эффекта Баушингера. Его величина, определяемая отношением длин радиус-векторов расчетной противоположной точки (при $\theta = \pi$) и точки процесса, составляет приблизительно 0,907. Противоположная точка вычислялась для проверки двумя способами с одним и тем же результатом: последовательным обходом в подпространствах W_4, W_5, W_3 и W_3, W_5, W_4 .

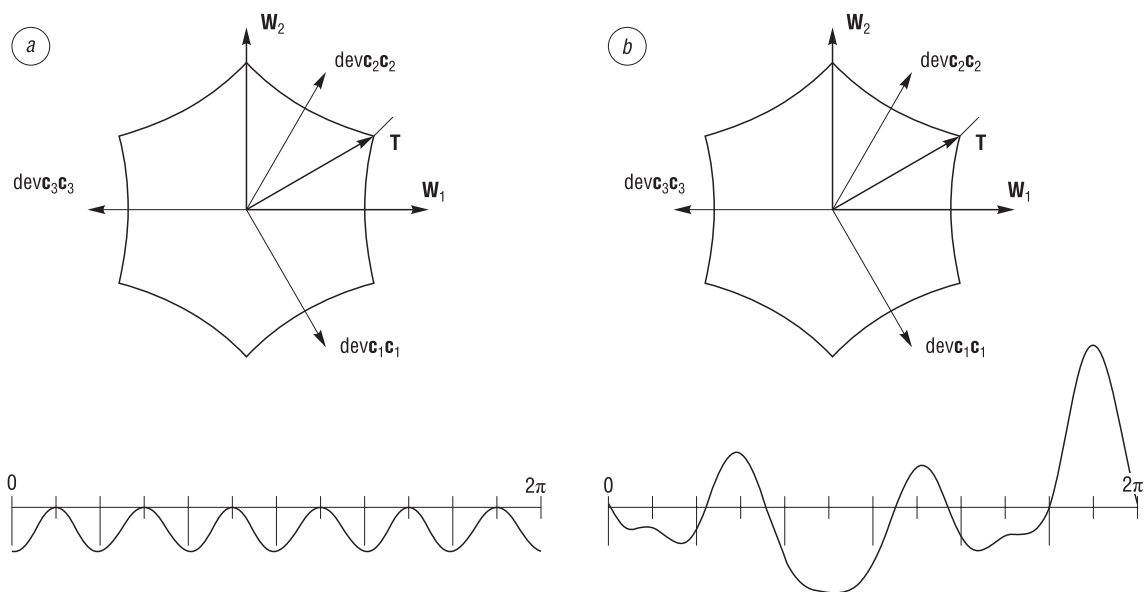


Рис. 1. Чистый сдвиг: *a* – изотропный материал, *b* – анизотропный материал
 Fig. 1. Pure shear: *a* – isotropic material, *b* – anisotropic material

На рис. 2 и 3 представлены результаты численного моделирования явления увеличения пластичности материала при высоком гидростатическом давлении сжатия для чистого сдвига. Величина деформации была такая же, как при обычном чистом сдвиге на рис. 1. Для труднодеформируемых материалов, согласно опытам Бриджмена [5], при деформировании под высоким всесторонним давлением сжатия p существует такое пороговое напряжение p_0 , что при $|p| < |p_0|$ увеличения пластичности материала не происходит.

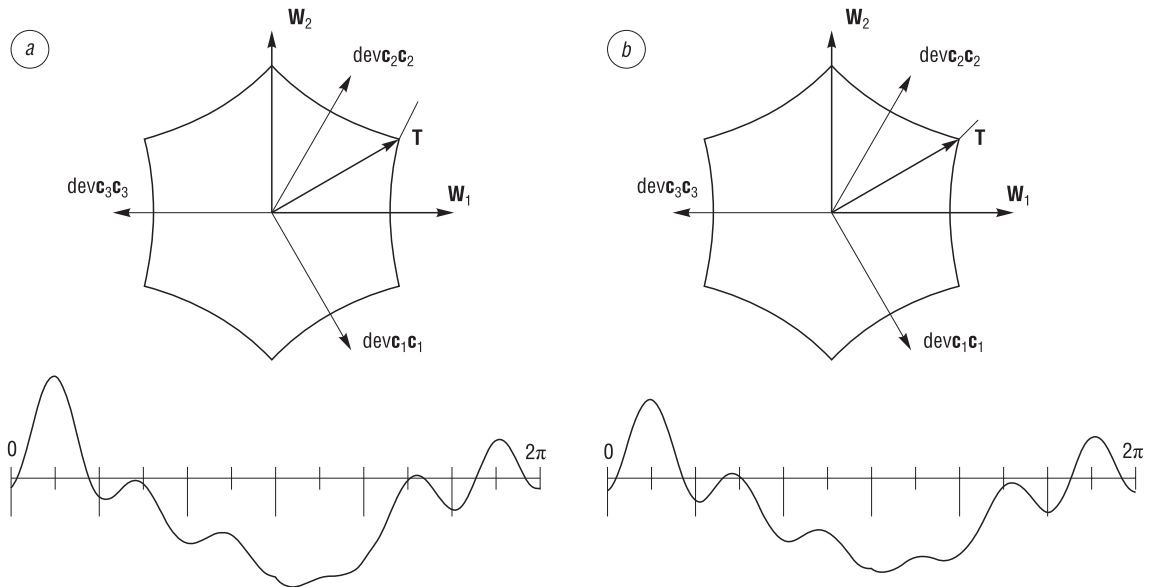


Рис. 2. Чистый сдвиг при высоком гидростатическом давлении сжатия p : $a - p = 550\sigma_0$, $b - p = 600\sigma_0$

Fig. 2. Pure shear with high hydrostatic pressure p : $a - p = 550\sigma_0$, $b - p = 600\sigma_0$

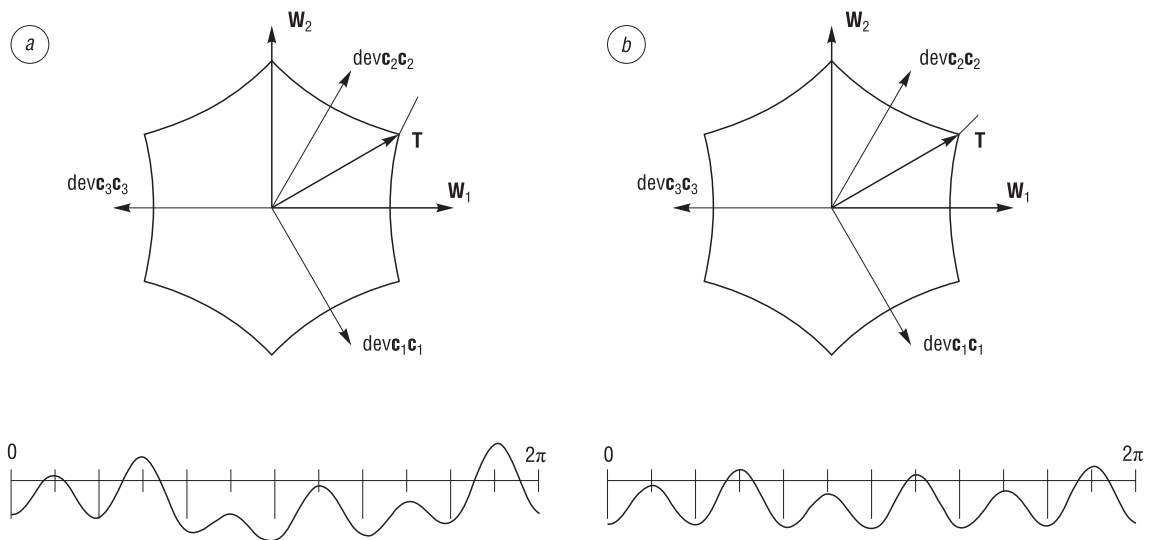


Рис. 3. Чистый сдвиг при высоком гидростатическом давлении p : $a - p = 1000\sigma_0$, $b - p = 1500\sigma_0$

Fig. 3. Pure shear with high hydrostatic pressure p : $a - p = 1000\sigma_0$, $b - p = 1500\sigma_0$

На рис. 2 наблюдается начальная стадия описания этого явления. На рис. 3, b имеет место конечная стадия. При дальнейшем повышении давления картина описания явления ухудшается. Возможно, это значение указывает границу применимости закона Мурнагана. Следует учитывать и предположение о том, что материал считается идеально упругопластическим. В случае описания увеличения пластичности при высоком гидростатическом давлении для простого сжатия получаются аналогичные результаты по величине p согласно ранее проведенным исследованиям.

При чистом сдвиге найдены следующие значения величин (в (10) и отмеченных ниже этого соотношения A_{11}, A_{22}): $A_1 = 0,48958, A_2 = 0,51042, A_{11} = 0,33035, A_{22} = 0,66965, \varphi_1 = \psi_1 = 0,77, \varphi_2 = \psi_2 = 0,8, \alpha_1 = 0,993, \alpha_2 = 0,986$. Реализуется случай $A_2 < A_{22}, \alpha = \alpha_2$.

Вычислены также значения других величин при чистом сдвиге: дополняющие (6) параметры $X = 0,00685, Y = -0,00696$, объем параллелепипеда $V = 1,0000058$ ($p = 0$); $X = -0,0642, Y = -0,07699, V = 0,80275$ ($p = 550\sigma_0$); $X = -0,13474, Y = -0,149, V = 0,6318$ ($p = 1500\sigma_0$).

Заключение. Обсуждаемая модель разрабатываемого нелинейно упругопластического материала имеет немаловажное теоретическое значение. Определяются девиаторные сечения поверхности текучести, которыми она образуется из представителей двух семейств поверхностей. Описывается процесс образования упругой деформационной анизотропии. Вследствие возможной неопределенности поверхности сечения получается нестандартный критерий разрушения [3].

Выполненные расчеты в задаче чистого сдвига подтвердили реальные возможности разрабатываемой модели материала и комплексов программ для численного моделирования. Благоприятной особенностью задачи о чистом сдвиге является то, что по точке процесса находятся оба представителя семейств кривых, которыми образуется кривая пластичности. Для одноосных и двухосных растяжения и сжатия требуется еще дополнительное предположение. Естественным образом обнаруживается проявление эффекта Баушингера (см. рис. 1, б). Описывается явление увеличения пластичности материала при дополнительном высоком гидростатическом давлении сжатия (см. рис. 2, 3). Однако величина порогового напряжения получается, вероятно, завышенной. Видимо, это связано с ограничительным предположением об идеальной упругопластичности материала.

Список использованных источников

1. Лурье, А. И. Нелинейная теория упругости / А. И. Лурье. – М.: Наука, 1980. – 512 с.
2. Murnaghan, F. D. *Finite Deformation of an Elastic Solid* / F. D. Murnaghan. – N. Y.: Dover, 1951. – 140 p.
3. Швед, О. Л. Модель упругопластического материала Мурнагана / О. Л. Швед // Прикладная математика и механика. – 2019. – Т. 83, № 1. – С. 158–172.
4. Швед, О. Л. Выбор параметров определяющих уравнений при течении нелинейно упругопластического материала / О. Л. Швед // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 3. – С. 46–54.
5. Бриджмен, П. У. Исследование больших пластических деформаций и разрыва / П. У. Бриджмен. – М.: Иностранная литература, 1955. – 444 с.
6. Швед, О. Л. Вычисление изменения состояния упругопластического материала Мурнагана в условиях течения при известных скоростях перемещений / О. Л. Швед // Информатика. – 2018. – Т. 15, № 4. – С. 59–70.

References

1. Lurie A. I. *Nonlinear Theory Elasticity*. Moscow, Nauka Publ., 1980. 512 p. (in Russian).
2. Murnaghan F. D. *Finite Deformation of an Elastic Solid*. N. Y., Dover, 1951. 140 p.
3. Shved O. L. Model of the Murnaghan elastic-plastic Material. *Prikladnaya Matematika i Mekhanika = Applied Mathematics and Mechanics*, 2019, vol. 83, no. 1, pp. 158–172 (in Russian).
4. Shved O. L. Setting determining equations for the flow nonlinear elastic-plastic material. *Vesti Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnych navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2017, no. 3, pp. 46–54 (in Russian).
5. Bridgman P. W. *Study of Large Plastic Deformation and Fracture*. McGraw-Hill, 1964. 362 p. <https://doi.org/10.4159/harvard.9780674731349>
6. Shved O. L. Calculation of the change in the state of the Murnaghan elastic-plastic material under flow conditions at known movement speeds. *Informatika = Computer Science*, 2018, vol. 15, no. 4, pp. 59–70 (in Russian).

Информация об авторе

Швед Олег Лаврентьевич – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории идентификации систем, Объединенный институт проблем информатики Национальной Академии наук Беларуси (ул. Сурганова, 6, г. Минск, 220012, Республика Беларусь). E-mail: swed@newman.bas-net.by

Information about author

Oleg L. Shved – Ph. D. (Engineering), Leading Researcher of the Laboratory of System Identification, United Institute of Informatics Problems of the National Academy of Sciences of Belarus (6, Sarganov Str., Minsk, 220012, Belarus). E-mail: swed@newman.bas-net.by

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

УДК 621.039.577-182.3
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-190-204>

Поступила в редакцию 01.11.2018
Received 01.11.2018

И. В. Войтов¹, В. П. Колос²

¹*Белорусский государственный технологический университет, Минск, Беларусь*

²*Институт энергетики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

**РЕАКТОРЫ С МИКРОТВЭЛАМИ: ГИДРОДИНАМИКА ПРОНИЦАЕМЫХ КАНАЛОВ
НАСЫПНОЙ СБОРКИ**

Аннотация. Раскрыта перспектива использования в ядерных реакторах топлива в виде микровтвэлов – шариков из делящегося материала диаметром порядка миллиметра, покрытых защитной оболочкой для удержания радиоактивных продуктов деления. Отмечено, что сыпучесть, большая удельная поверхность теплосъема, необычайно высокая стойкость микровтвэлов позволяют на их базе проектировать инновационные безопасные реакторы различного целевого назначения (транспортбельные, бридеры, высокотемпературные, высокопоточные и т. д.). Предложена комплектация активной зоны реактора с насыпными тепловыделяющими сборками. В них гармонично сочетаются достоинства микровтвэлов с преимуществами бокового подвода теплоносителя к топливному слою с помощью проницаемых распределительного и отводного каналов. Представлена схема насыпной сборки и проведен анализ моделирования динамики потока в проницаемых каналах. Показано, что существующее математическое описание движения теплоносителя в них отличается неоднозначностью и противоречивостью. Для устранения недостатков в моделировании построен новый кинематический образ течения в проницаемом канале взамен существующего, представляющего собой струю, к которой на проницаемой стенке непрерывно присоединяются или отделяются от нее частицы теплоносителя. Движение в проницаемом канале в новой трактовке рассматривается как поворот потока при одновременном его расширении или сужении в зависимости от того, происходит в канале отток или приток. На основании такого представления получено уравнение изменения давления теплоносителя в проницаемом канале, определена реакция потока на приращение расхода, описана величина касательной составляющей вектора скорости на проницаемой стенке, тем самым устранены недостатки описания движения теплоносителя в каналах насыпной сборки. Полученные результаты могут также использоваться при проектировании других технических устройств, содержащих проницаемые каналы.

Ключевые слова: реактор, микровтвэл, насыпная тепловыделяющая сборка, проницаемый канал, гидродинамика, кинематический образ, диссипация

Для цитирования: Войтов, И. В. Реакторы с микровтвэлами: гидродинамика проницаемых каналов насыпной сборки / И. В. Войтов, В. П. Колос // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2019. – Т. 64, № 2. – С. 190–204. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-190-204>

I. V. Voitov¹, V. P. Kolos²

¹*Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus*

²*Institute of Power Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

**REACTORS WITH MICRO FUEL PARTICLES: HYDRODYNAMICS OF PERMEABLE CHANNELS
OF THE BULK ASSEMBLY**

Abstract. The prospect of use of fuel in the form of micro particles (balls with a diameter about a millimeter formed by the fissile material and a protective cover to hold the radioactive fission products) in nuclear reactors is disclosed. It's marked that flow ability, large specific surface of heat removal, extraordinary high resistance of micro fuel particles allow to design innovative safe reactors for various purpose: transportable, breeders, high-temperature, high neutron flux etc. It's suggested

to complete the active zone by bulk heat releasing assemblies. In them the advantages of spherical micro fuel particles and a coolant side supply to the bed through permeable distribution and branch channels are harmoniously combined in these assemblies. It is presented the scheme of bulk assemblies and carried out the analysis of modeling of dynamics of a stream in permeable channels. It is shown that the mathematical description of liquid movement in such channels has ambiguity and discrepancy. To eliminate modeling shortcomings a new kinematic image of current in the permeable channels was offered. It was proposed instead of the existing one representing a jet to which particles of coolant were continuously joined or separated on the permeable wall. In the new interpretation the flow in the permeable channel is considered as turn of the stream at its simultaneous expansion or narrowing depending on there is outflow or inflow. On the base of this image the equation for determination of coolant pressure changing in the permeable channel is obtained; reaction of a stream for changing of flow rate increment is established, the tangent component of a velocity on a permeable wall is founded. Thereby the disadvantages of describing of coolant moving in the bulk assemblies channels are eliminated. Permeable channels are used not only in nuclear reactors, but also in many other technological devices: catalytic reactors, heat exchangers, filters, collector and distributing systems. The obtained results can be used for designing other devices with permeable channels.

Keywords: reactor, micro fuel particle, bulk heat releasing assemble, permeable channel, hydrodynamics, kinematic image, dissipation

For citation: Voitov I. V., Kolos V. P. Reactors with micro fuel particles: hydrodynamics of permeable channels of the bulk assembly. *Vesti Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 190–204 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-190-204>

Введение. Реакторы с микротвэлами. Еще в начале 1960-х годов в научных изданиях появились сведения о параметрах проектируемых ядерных реакторов с микротвэлами [1]. Технически передовые страны: Германия, Италия, СССР, США, – уже в то время активно проводили их разработку. Специалистов в области реакторостроения микротвэлы привлекали, прежде всего, большой удельной поверхностью теплосъема и сыпучестью, дающей возможность существенно упростить загрузку-выгрузку ядерного горючего из активной зоны, используя пневмо- или гидротранспорт. Отмеченные свойства топлива позволяли рассчитывать на создание малогабаритных ядерных установок с высокой удельной мощностью. Вследствие своей транспортабельности данная категория аппаратов была и остается востребованной для энергоснабжения объектов обороны и нефтедобывающей отрасли, для освоения космоса (например, Луны, Марса), Арктики с ее суровым климатом, а также труднодоступных районов нашей планеты.

Структура микротвэлов и способ их изготовления все время совершенствуются. Расширяется и область их потенциального использования. Созданы микротвэлы для реакторов на тепловых и быстрых нейтронах с многослойным покрытием топливного ядра (Микротвэл ядерного реактора : пат. РФ, № 2328781; G21C3/62, G21C3/28, авторы – В.П. Денискин, С.Д. Курбаков, И.И. Федик, А.С. Черников; Микротвэл ядерного реактора на быстрых нейтронах : пат. РФ, № 2382423; G21C3/28, G21C3/62, авторы – В.П. Денискин, С.Д. Курбаков, И.И. Федик, А.С. Черников). Каждый слой несет свою функциональную нагрузку. Особо важна роль слоя из пористого пироуглерода, прилегающего к ядерному топливу [2, 3]. Он препятствует выходу радиационных продуктов деления (даже при высоких температурах) и обеспечивает надежный контакт топливного ядра с остальной частью покрытия. Поглощение нейтронов оболочкой микротвэла на основе карбида кремния существенно ниже, чем оболочкой стержневого твэла из сплавов циркония. Это обстоятельство позволяет получить при низкообогащенном ядерном топливе надлежащий спектр нейтронов и высокую плотность потока (более 5×10^{16} нейтр./см²×с) в активных зонах исследовательских и высокопоточных реакторов [4]. Такие малоуязвимые для терроризма аппараты найдут применение в лазерных устройствах с ядерной накачкой, в установках для ресурсных испытаний деталей и узлов атомных станций, тестирования работоспособности электроники при сильном радиационном воздействии, а также для проведения научных исследований в рамках шестого технологического уклада в области медицины, биологии, фармацевтики, радиационной химии.

Хорошие нейтронно-физические показатели микротвэлов для быстрых реакторов позволяют считать последних перспективными бридерами – воспроизводителями ядерного горючего, способными заметно улучшить экономику топливного цикла при существующем дефиците в природе урана 235.

Высокотемпературные газоохлаждаемые реакторы (ВТГР) имеют важные области применения. Температура теплоносителя 1000 °С на выходе из активной зоны позволяет производить водород (путем конверсии метана) и иные полезные продукты без выбросов в атмосферу

углекислого газа. Получение таким образом эффективного экологически безупречного топлива привело к зарождению перспективного направления «Атомно-водородная энергетика» [5]. Специалисты видят экономическую целесообразность использования высокопотенциального тепла и в других энергоемких отраслях: химии, нефтедобыче (для снижения вязкости каустобиолитов), нефтепереработке, металлургии и др. Благодаря высокому отрицательному коэффициенту реактивности и интенсивному естественному теплосъему реакторы типа ВТГР признаны МАГАТЭ безопасными. Одноконтурные с газовой турбиной энергетические установки на основе ВТГР весьма экономичны (их КПД составляет около 50 %) и могут использоваться как чистые производители электрической энергии и как когенерирующие устройства. Лидером высокотемпературного направления в реакторостроении является Китай. Основу топливной загрузки ВТГР составляют микротвэлы. Они заполняют объем в шаровых изделиях из графита диаметром 60 мм, которые в свою очередь и составляют главную фракцию насыпной активной зоны. Следует ожидать, что в высокотемпературных реакторах следующего поколения будет уже реализовано непосредственное охлаждение микротвэлов теплоносителем, температура которого на выходе из активной зоны 1400–1600 °С позволит более эффективно решать технологические и экологические задачи энергоемкого производства.

Исследования российских ученых показали работоспособность микротвэлов в водяном теплоносителе, в перегретом паре, в дымовых газах при глубине выгорания более 15 % тяжелых ядер. Их оболочка эффективно удерживает продукты деления при температуре 1500 °С и длительное время сохраняет это свойство при температуре 2000 °С. Безукоризненные характеристики безопасности, стоимость производства на 40 % меньше, чем стержневых твэлов, большая глубина выгорания, простота хранения отработавшего ядерного горючего (отсутствует необходимость в принудительном его охлаждении) и связанная с этим невысокая стоимость топливного цикла – все это позволяет считать ядерное топливо в виде микротвэлов перспективным для мощных водо-водяных реакторов атомных электростанций, способным не только осуществить качественный скачок в их безопасности, но и значительно улучшить их экономику [6].

В настоящее время просматривается целесообразность использования реакторов малой (до 100 МВт) и средней (до 700 МВт) мощности для становления энергетики как базовой отрасли экономики развивающихся стран. Растущий интерес к установкам такого типа нашел свое отражение в инновационных планах МАГАТЭ. Так, по его инициативе в 2004 г. стартовал координированный исследовательский проект по разработке реакторов малой и средней мощности научно-исследовательскими организациями десяти государств – членов МАГАТЭ. Среди них не только гранды реакторостроения – США, Россия, Япония, но и страны с умеренным рейтингом – Бразилия, Вьетнам, Индия, Индонезия, Литва, Хорватия. В качестве перспективных для рассмотрения в этот проект предложены варианты реакторов с микротопливом [7].

Насыпная тепловыделяющая сборка. Важной величиной, характеризующей совершенство конструкции и эффективность работы всех рассмотренных категорий реакторов – транспортных, бридеров, высокопоточных, высокотемпературных, малой и средней мощности, ВВЭР большой единичной мощности, является равномерность температурного поля в активной зоне. В насыпной сборке гармонично сочетаются достоинства топлива в виде микротвэлов с преимуществами бокового подвода теплоносителя [8]. Использование ее дает возможность распределить поток теплоносителя по радиусу активной зоны пропорционально мощности тепловыделяющей сборки (ТВС) и по высоте подобно профилю погонного энерговыделения и тем самым получить более равномерное температурное поле по сравнению с имеющим место в активной зоне со стержневыми твэлами. Это положительно отражается на формировании энергетического спектра нейтронов и позволяет снизить критическую загрузку реактора, увеличить глубину выгорания топлива, упростить управление цепной реакцией, повысить нейтронный поток. В Беларуси исследования насыпной сборки начались в конце 1960-х годов, а уже в 1974 г. были проведены первые испытания ТВС с микротвэлами Харьковского физико-технического института.

Расчетная схема гидравлического тракта сборки показана на рис. 1. Микротвэлы находятся между двумя цилиндрическими коаксиальными решетками и торцевыми стенками. Профилированная обсадная трубка и наружная решетка образуют кольцевой распределительный канал с проницаемой стенкой. Внутренняя ограждающая решетка является проницаемой

стенкой отводного канала. Теплоноситель подается в распределительный канал, двигаясь по которому он одновременно фильтруется сквозь внешнюю решетку, попадает в топливный слой, снимает генерируемое тепло, через внутреннюю решетку поступает в отводной канал и затем покидает активную зону.

Бесспорно, инновационное развитие реакторостроения требует постоянного анализа и поиска путей совершенствования физико-математического обеспечения проектирования. Затронем одну из главных его составляющих – математическую модель теплосъема в активной зоне с насыпными сборками, рассмотрев описание движения теплоносителя в проницаемых распределительном и отводном каналах, отличающееся своей неоднозначностью и противоречивостью.

Анализ моделирования динамики потока в проницаемом канале. В 1970-е годы в развитии математического моделирования движения газа (жидкости) в аппаратах радиального типа, к которым относится и насыпная сборка, наметились два направления, существующие и в настоящее время. Одна группа исследователей пытается описывать процесс теплосъема трудоемкой в расчетном плане системой [9–12], содержащей многомерные уравнения динамики турбулентного потока теплоносителя в проницаемых каналах сборки. Эти нелинейные уравнения придают всей модели теплосъема чрезвычайную математическую сложность. Удовлетворительные методы решения ее в настоящее время отсутствуют, рекомендованные способы [10–12] приводят к положительному результату только в частном случае. Успешное развитие этого направления возможно при плодотворной разработке соответствующих разделов математического программирования. С физической точки зрения ситуация осложнена тем, что турбулентное течение в каналах происходит при наличии оттока (притока). Создание же правильной модели турбулентности вблизи пористой стенки канала в настоящее время остается проблематичным, несмотря на определенные успехи в этой области. Таким образом, даже математическая структура многомерной динамической модели движения теплоносителя в распределительном и отводном каналах остается на данном этапе невыясненной. Расчет на ее основе профилей каналов, обеспечивающих надежный теплосъем в топливном слое, сейчас невозможен. Разработки в этом направлении моделирования пока имеют лишь чисто научное значение и могут в дальнейшем использоваться для решения прямой задачи теплофизики реактора – определения термогидродинамических параметров теплоносителя при известных размерах аппарата.

Иной позиции придерживаются специалисты второго направления в моделировании [13–15]. Их расчеты теплосъема в топливном слое базируются на решении системы уравнений фильтрации с граничными условиями на боковых поверхностях, полученных на основе одномерных уравнений движения потока в распределительном и отводном каналах. В этом случае не возникает потребности в сложных экспериментах по изучению турбулентности; эти уравнения содержат интегральную величину – коэффициент гидравлического сопротивления канала с проницаемой стенкой, экспериментальное определение которого не сопряжено с большими трудностями.

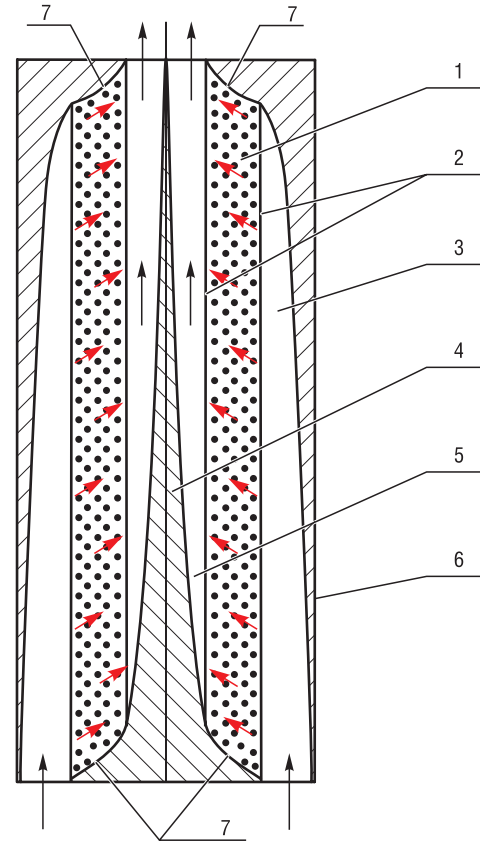


Рис. 1. Схема гидравлического тракта насыпной ТВС: 1 – слой из микротвэлов, 2 – внутренняя и наружная ограждающие слой решетки, 3 – распределительный канал, 4 – вытеснительный стержень, 5 – отводной канал, 6 – профилированная обсадная трубка, 7 – торцевые стенки

Fig. 1. Scheme of a hydraulic path of bulk heat realizing assemblies: 1 – microfuel elements bed, 2 – the internal and external lattices protecting the bed, 3 – distribution channel, 4 – displacement rod, 5 – drainage channel, 6 – profiled casing pipe, 7 – end wall

Первоначально при одномерном описании течения в каналах с проницаемыми стенками пользовались уравнением Бернулли, причем по аналогии с движением в трубах в некоторых задачах пренебрегали даже изменением скоростного напора. Однако вскоре стало ясно, что подобного рода действия ошибочны – интеграл Бернулли имеет смысл закона сохранения энергии и строго справедлив только для изолированных систем (для струй), которые не обмениваются массой с другими объектами. Именно поэтому результаты таких работ, как, например, [16, 17], оказались несостоятельными.

Было установлено, что игнорирование эффекта отделения или присоединения массы приводит к ошибке, которая может составлять 100 % и более от рассчитанного перепада давления. В связи с этим получила распространение идея усовершенствовать уравнение Бернулли. Так, в [18] в него была введена поправка на поворот потока, а И. Е. Идельчиком предложено считать суммарные потери давления в проницаемом канале пропорциональными скоростному напору и коэффициент пропорциональности определять экспериментально [19].

Другая группа ученых при моделировании динамики потока при оттоке (притоке) брала за основу широко известное уравнение движения точки переменной массы И. В. Мещерского [20]. Однако уравнения движения жидкости, полученные на его базе, оказываются теоретически нестрогими. Как справедливо замечено в [21], при движении жидкости в раздающем (сборном) устройстве не все допущения И. В. Мещерского соблюдаются. Так, скорость, измеренная в одной точке, не определяет поступательного движения всего потока. Такое несоответствие между принятыми допущениями и реальностью послужило толчком для дальнейшего развития одномерного моделирования уже непосредственно на основе уравнений гидродинамики.

Известны следующие подходы к одномерному описанию потока в каналах с проницаемыми стенками: на основе уравнения движения [22, 23] и уравнения энергии [24]. Перечисленные уравнения получены с помощью самых общих предположений, и при их выводе не делалось никаких допущений относительно массы движущегося потока. Вследствие этого они описывают течение жидкости в каналах произвольной конфигурации со сплошными или проницаемыми стенками в наиболее общем виде, что составляет важное отличие данных подходов от рассмотренных выше.

Многообразию уравнений, полученных на основе закона изменения количества движения, объясняется различие дополнительных упрощений, принятых для конкретных задач. По внутреннему содержанию они одинаковы и обобщаются следующим выражением [25, 26]:

$$\frac{d \langle P \rangle}{\rho} + \beta w dw + w^2 d\beta + \beta w(w - V_x^*) \frac{dG}{G} + \lambda \frac{w^2}{2D} dx = 0, \quad (1)$$

где $\langle \cdot \rangle = F^{-1} \iint_F (\cdot) dF$, $w = \langle V_x \rangle$, $\beta = \frac{\langle V_x^2 \rangle}{w^2}$ – коэффициент потока импульса, $G = \rho w F$ – расход жидкости в канале, \bar{D} – эквивалентный диаметр канала, P – давление, V_x – продольная (осевая) компонента вектора скорости, F – площадь проходного сечения канала, ρ – плотность жидкости, $x \in [0; L]$ – продольная координата, L – длина канала, λ – коэффициент сопротивления трения проницаемого канала; символом * отмечены параметры потока на проницаемой стенке.

Равенство, аналогичное по смыслу формуле (1), полученное на базе уравнения энергии, при течении в трубе имеет вид [24]

$$q' + \frac{r^2}{4\varphi^2 L^2} u' u'' + \frac{3 - \psi^2}{2} u u' + \frac{\lambda L}{4r} u^2 = 0, \quad (2)$$

где $q = \langle P \rangle / \rho w_0^2$ – безразмерное давление, $u = w/w_0$ – безразмерная продольная скорость, w_0 – средняя продольная скорость в начале канала, r – радиус трубы, φ – свободное сечение стенки трубы, ψ – отношение продольной компоненты скорости отделяющейся массы к скорости основного потока; штрихи обозначают дифференцирование по безразмерной координате x/L .

Достаточно даже поверхностного анализа, чтобы обнаружить существенные различия в (1) и (2). Так, выражение (1) является дифференциальным уравнением первого порядка относительно средней продольной скорости потока, а (2) – второго; (1) содержит слагаемое, учитывающее инерционный эффект отделения (присоединения) массы, по величине в 2 раза большее,

чем аналогичное в (2). Помимо средней осевой скорости в оба эти равенства входит в качестве неизвестной касательная вектора скорости к проницаемой поверхности канала, так называемая скорость скольжения. Она вносит неопределенность в численные и экспериментальные исследования. Даже в тщательно проведенных работах [25, 27, 28] отсутствует гладкая зависимость эмпирически полученного коэффициента гидравлического сопротивления проницаемого канала от K_{\perp} ($K_{\perp} = V_r^* / w$; V_r – поперечная компонента вектора скорости).

О профиле скоростей и коэффициенте переноса импульса. Для устранения отмеченных недостатков в моделировании выясним особенности профиля скоростей потока и значения коэффициента переноса импульса в проницаемых магистральных, геометрия которых соответствует следующим соотношениям между размерами каналов сборки:

$$\begin{aligned} F_1(L_1) = 0; \quad F_2(0) = 0; \\ \frac{F_2(L_2)}{L_2} > \frac{1}{8} \frac{dF_2}{dx}; \quad \frac{dF_2}{dx} \geq 0; \quad \frac{F_1(0)}{L_1} > -\frac{1}{8} \frac{dF_1}{dx}; \quad \frac{dF_1}{dx} \leq 0; \\ \sqrt{F_1(0)} \ll L_1; \quad \sqrt{F_2(L_2)} \ll L_2; \quad L_1 \approx L_2. \end{aligned} \quad (3)$$

Здесь и далее индексом 1 обозначены параметры, относящиеся к распределительному каналу, 2 – к отводному.

Теоретические исследования ламинарного потока при оттоке (притоке) первоначально основывались на приближенном решении уравнения Навье–Стокса. В этом случае профиль скоростей задавался полиномом, и затем отыскивались неизвестные коэффициенты разложения [29]. Впоследствии предпочтение было отдано численному решению упрощенного уравнения движения с последующей аппроксимацией профилей степенными зависимостями [30, 31]. В своих исследованиях авторы теоретических работ, как правило, пользовались допущением о постоянстве статического давления по сечению канала, то есть

$$P = \langle P \rangle. \quad (4)$$

Для описания турбулентного течения обычно применялась теория исчезающей вязкости. Особого внимания заслуживает здесь модификация коэффициента затухания в интерпретации Р. Кинни и Е. Спэрроу [32]. Благодаря ей появилась возможность рассчитывать профили скоростей при течении жидкости в каналах с проницаемыми стенками при наличии поля скоростей без притока (оттока). Что касается приближения пограничного слоя (4) для турбулентного режима, то оно хорошо согласуется с результатами исследований структуры течений в проницаемых магистральных в условиях внешней и внутренней задач, базирующихся на интегральных методах [33] или на различных концепциях турбулентной вязкости [32, 34, 35]. Главное, что следует из теоретических работ, – коэффициент потока импульса близок к единице.

Профили скоростей потока в проницаемых трубах и кольцевых каналах определялись и экспериментально [21, 36, 37]. Известны единичные публикации по замерам скорости жидкости в каналах переменного проходного сечения [28, 38].

Анализ отмеченных здесь сообщений позволяет сделать вывод, что приток уменьшает заполнение продольной составляющей вектора скорости [33]. Однако это происходит только при внешнем обтекании тел. В условиях внутренней задачи воздействие притока проявляется двояко [21]. С одной стороны, наличие поперечного потока приводит к тому, что профиль скорости становится менее заполненным, а следовательно, растут толщины вытеснения и импульса. С другой стороны, рост интегральных характеристик обуславливает более быстрое увеличение скорости в потенциальной части течения. Возникающий при этом градиент скорости вызывает обратный эффект, приводя к большему заполнению профиля скоростей.

Нормализованный профиль скоростей для полностью развитого потока в трубах и между параллельными стенками при наличии притока отличается от параболического профиля скоростей течения Пуазейля, но изменение его формы для $x / \bar{D} \geq 6$ незначительно или вовсе не происходит. По данным Г. А. Петрова [22], коэффициент потока импульса можно принять постоянным и равным значению для начального сечения. Согласно [21], значение β в случае притока в первом приближении можно принять равным 1,1/1,15 и считать поток полностью стабилизированным при $x / \bar{D} \geq 8$.

Значительно более сложная гидродинамическая обстановка складывается в каналах при оттоке. Существование многих факторов, влияющих на формирование профиля скоростей, а главное, наличие положительной осевой составляющей градиента давления в большинстве опытов и связанные с нею отрыв пограничного слоя, различного рода пульсации и завихренности, нестабильность течения – все это вместе взятое не позволяет на данном этапе обобщить и систематизировать опубликованные научные результаты. Можно лишь сделать вывод о том, что отток (в отличие от притока) приводит к явно выраженному заполнению профиля осевой составляющей вектора скорости; коэффициент потока импульса (в зависимости от режима течения) находится в пределах 1,02–1,07.

Что касается положения с поперечной составляющей скорости, то сперва была выдвинута гипотеза о линейном законе изменения ее по радиусу канала [39]. Экспериментальная проверка частично подтвердила справедливость этого предположения: линейный закон соблюдался при малых и средних скоростях оттока (притока) [36]. С ростом изменения расхода по длине канала замечена тенденция перехода линейного закона в асимптотический [28].

Уравнения гидравлики; реакция потока на изменение расхода. Опираясь на изложенные результаты, установим закономерность изменения давления потока теплоносителя (жидкости или газа) в проницаемых каналах сборки. В дальнейшем будем использовать термины «теплоноситель» или «жидкость», понимая, что их плотность может быть и переменной величиной. Запишем стационарные уравнения гидродинамики в инвариантной форме:

$$\nabla \rho \vec{V} = 0, \quad (5)$$

$$\rho(\vec{V} \nabla) \vec{V} = -\nabla P + \rho \vec{g} + \nabla \cdot \hat{\sigma}. \quad (6)$$

Здесь и далее \vec{g} – вектор внешних массовых сил; под плотностью ρ , давлением P , тензором вязких и турбулентных напряжений $\hat{\sigma}$, скоростью \vec{V} будем понимать осредненные параметры потока теплоносителя: первые три – по Рейнольдсу, последний – по Фавру.

Уравнение неразрывности (5) представим в интегральном виде:

$$\oint_{\Sigma} \rho \vec{V} d\vec{\Sigma} = 0. \quad (7)$$

Введем цилиндрическую систему координат $(X; R)$, где X совместим с продольной осью ТВС. В качестве Σ выберем полную поверхность элементарного объема $\tau = F(x)dx$, примем условие прилипания на непроницаемой стенке канала и, используя теорему о среднем, раскроем содержание закона сохранения массы (7) при одномерном описании течения в проницаемом канале:

$$\frac{dG}{dx} + 2\pi R(\rho V_r)^* = 0. \quad (8)$$

Приступим к формулировке граничных условий. Исходя из соотношений (3) естественным является требование равенства нулю расхода теплоносителя в конце распределительного и в начале отводного каналов:

$$\begin{aligned} G_1(L_1) &= F_1 \langle \rho_1 V_{1x} \rangle_{|x=L_1} = 0; \\ G_2(0) &= F_2 \langle \rho_2 V_{2x} \rangle_{|x=0} = 0. \end{aligned} \quad (9)$$

Следует отметить, что равенство нулю не расхода, а средней продольной составляющей вектора скорости приводит к серьезным осложнениям уже на стадии постановки задачи профилирования каналов и торцов топливного слоя с целью выравнивания температурного поля в активной зоне (пояснения даны в заключении). На входе же и выходе из ТВС, вне всякого сомнения, выполняются тривиальные условия:

$$\begin{aligned} F_1 \langle \rho_1 V_{1x} \rangle_{|x=0} &= G_0; \\ F_2 \langle \rho_2 V_{2x} \rangle_{|x=L_2} &= G_0, \end{aligned} \quad (10)$$

где G_0 – расход теплоносителя на входе в сборку.

Как предельный случай движения теплоносителя в каналах с пористыми стенками, проницаемость которых стремится к нулю, рассмотрим стационарное течение в обычной магистрали – трубе переменного сечения со сплошными стенками. Здесь поток, преодолевая силы трения, тратит механическую энергию, которая превращается в тепло. Данный процесс подчиняется закону Бернулли:

$$\begin{aligned} \frac{P}{\rho} + zg + \frac{\beta w^2}{2} \Big|_+ &= \frac{P}{\rho} + zg + \frac{\beta w^2}{2} + h \Big|_- \Rightarrow \\ \Rightarrow \frac{dP}{\rho} + g_x dx + \beta w dw + w^2 d\beta + (dh &\triangleq \xi \frac{w^2}{2D} dx) = 0. \end{aligned} \tag{11}$$

Здесь h – потери напора в магистрали между сечениями, отмеченными знаками + и –; z – удельная энергия положения; ξ – коэффициент гидравлического трения (сопротивления) магистрали, который по сути является относительной мерой диссипации механической энергии.

Аналогичный смысл следует придать коэффициенту гидравлического сопротивления проницаемого канала ξ . Для этого выражение (6) спроектируем на продольную ось ТВС и умножим на V_x . Проведя несложные преобразования, с учетом (5) получим

$$\nabla(\rho \vec{V} \frac{V_x^2}{2}) = -V_x \nabla_x P + \rho V_x g_x + V_x \nabla \cdot \vec{\sigma}_x. \tag{12}$$

Проекция уравнения (6) на поперечную ось координат R при допущении постоянства давления по сечению канала эквивалентна выражению (4).

Перейдем к интегральной форме записи уравнения (12), отражающего изменение кинетической энергии продольного движения теплоносителя в проницаемой магистрали:

$$\oint_{\Sigma} \rho \vec{V} \left(\frac{V_x^2}{2}\right) d\vec{\Sigma} = \iiint_{\tau} (\rho V_x g_x - V_x \nabla_x P) d\tau + \oint_{\Sigma} V_x \vec{\sigma}_x d\vec{\Sigma} - \iiint_{\tau} \vec{\sigma}_x \nabla V_x d\tau. \tag{13}$$

Методами фракционного анализа [40] сравним между собой величины двух интегралов, содержащих $\vec{\sigma}_x$. Значение поверхностного интеграла характеризует затраты энергии, связанные с перестройкой профиля продольной составляющей вектора скорости. Оно существенно меньше значения объемного, выражающего скорость диссипации механической энергии продольного движения потока, и поэтому из дальнейших выкладок поверхностный интеграл нами исключается.

Проведя (с учетом сказанного) осреднение выражения (13) по проходному сечению F , получим следующую закономерность изменения давления вдоль проницаемого канала:

$$\begin{aligned} dP + \beta \rho w dw + \rho w^2 d\beta + \frac{\rho}{2G} (\beta w^2 - V_x^{*2}) dG + \rho g dx + \\ + \left[\frac{1}{Fw} \iint_F \vec{\sigma}_x \nabla w (1 + \alpha) dF dx \triangleq \xi \rho \frac{w^2}{2D} dx \right] = 0. \end{aligned} \tag{14}$$

Здесь $V_x = w(1 + \alpha)$; при выводе предполагалось вертикальное расположение сборки с прокачкой теплоносителя снизу вверх ($g_x = |\vec{g}| \triangleq g$), а также выполнение условия (4) и

$$\rho = \langle \rho \rangle. \tag{15}$$

В результате этих преобразований уточнена реакция потока на изменение расхода в канале; она существенно отличается от принятой в настоящее время (сравните четвертые слагаемые в выражениях (1) и (14)).

Скорость скольжения. Относительно величины V_x^* в научной литературе присутствует неопределенность. Ряд исследователей без должного обоснования принимают ее равной нулю. Другие в своих работах предлагают использовать различного рода гипотезы, например считать V_x^* пропорциональной средней осевой скорости потока [26]. Очевидным здесь является лишь то, что при номинальном режиме работы реактора средняя осевая скорость потока в каналах реальной насыпной сборки превосходит осевую скорость на проницаемой стенке – скорость скольжения. Поэтому пренебречь ею в уравнении (14) имеется больше оснований, чем в (1), поскольку слагаемое с V_x^* в (14) – второго порядка малости относительно w , в выражении (1) – первого.

Несмотря на это, определим величину V_x^* . Приняв во внимание, что ограждающие решетки, строение которых схоже со структурой слоя, оказывают одинаковое с ним воздействие на поток теплоносителя, гидродинамические параметры на проницаемой стенке со стороны канала свяжем посредством условий сопряжения [41] с аналогичными величинами со стороны топливного слоя, то есть с характеристиками фильтрации при $r = R$:

$$[\rho] = 0; \quad [V_x] = 0; \quad V_r^* = \varepsilon V_r |_{r=R}, \quad (16)$$

$$[P] = 0 \Rightarrow \frac{dP}{dx} = \frac{\partial P}{\partial x} |_{r=R}. \quad (17)$$

При записи (16), (17) пренебрегли скачками давления и температуры, возникающими при входе-выходе потока из топливного слоя в силу их малости по сравнению, соответственно, с потерей давления в каналах и реальными колебаниями температуры теплоносителя вблизи проницаемой стенки. Также предполагалось, что каналы профилированы, в результате чего температура потока на выходе из слоя оказывается одинаковой по высоте сборки и это позволяет считать первое из выражений (16) справедливым не только для распределительного канала, но и для отводного. Силы инерции при фильтрации проявляются лишь в предельно узкой области вблизи входа и выхода потока из слоя, которую при моделировании можно принять за его границу [41], а влияние ускорения на движение теплоносителя в засыпке микротвэлов учесть с помощью условий сопряжения (16), (17). В остальной части слоя силы сопротивления доминируют, и уравнение фильтрации принимает форму

$$\nabla P = -\vec{f}(\rho; \varepsilon; d; V_x^*; V_r) + \rho \vec{g}, \quad (18)$$

которая позволяет выражение (17) свести к трансцендентному равенству относительно V_x^* . При квадратичном законе сопротивления

$$\nabla P = -k |\vec{V}| \vec{V} + \rho \vec{g}; \quad k = \frac{1,7(1-\varepsilon)\rho}{\varepsilon d} \quad (19)$$

выражение (17) принимает вид степенного уравнения

$$B + bV_x^{*2} = k \sqrt{V_x^{*2} + \left(\frac{dG}{dx} \frac{1}{2\pi R \rho \varepsilon} \right)^2} V_x^*, \quad (20)$$

где ε – пористость слоя, d – диаметр микротвэлов;

$$B = \beta \rho w \frac{dw}{dx} + \rho w^2 \frac{d\beta}{dx} + \frac{\rho}{2G} \beta w^2 \frac{dG}{dx} + \xi \frac{\rho w^2}{2D}; \quad b = -\frac{\rho}{2G} \frac{dG}{dx}.$$

В этом случае скорость скольжения V_x^* как одно из решений (20), имеющее физический смысл, представима в радикалах

$$V_x^* = + \sqrt{\frac{-m - \sqrt{m^2 - 4aB^2}}{2a}}. \quad (21)$$

Здесь

$$a = b^2 - k^2; \quad m = 2bB - \left(k \frac{dG}{dx} \frac{1}{2\pi R \rho \varepsilon} \right)^2.$$

Новый кинематический образ. Принятый еще в 1950-е годы и активно используемый в настоящее время кинематический образ течения жидкости в проницаемом канале представляет собой струю, к которой на пористой стенке непрерывно присоединяются или отделяются от нее частицы жидкости. Созданный под влиянием теории движения тела переменной массы он привел к утвердившейся в научных кругах не совсем точной поризме – произведение касательного напряжения турбулентного потока как на обычной, так и на проницаемой поверхности на элемент ее площади является приращением силы трения порождающей потери давления в канале за счет диссипации.

В действительности величина падения давления в результате диссипации механической энергии определяется последним слагаемым уравнения (14), и разность между λ и ξ (см. (1), (14)), имеющими одну и ту же интерпретацию, даже при $|V_x^* / w| \ll 0$ остается весомой:

$$\lambda - \xi \approx -\frac{\bar{D}}{G} \frac{dG}{dx}. \tag{22}$$

Устранение этого несоответствия требует изменения целостного восприятия движения жидкости в проницаемом канале с выстраиванием нового кинематического образа, соответствующего реальным гидродинамическим процессам. Поток представим в виде множества бесконечно большого числа L/dx элементарных трубок тока, каждая из которых пересекает проницаемую стенку канала – одна на отрезке $[x; x + dx]$ (рис. 2). Непроницаемость боковой поверхности трубки (главное ее свойство) позволяет описывать бесконечно малые перемещения жидкости вдоль нее, используя основные законы динамики.

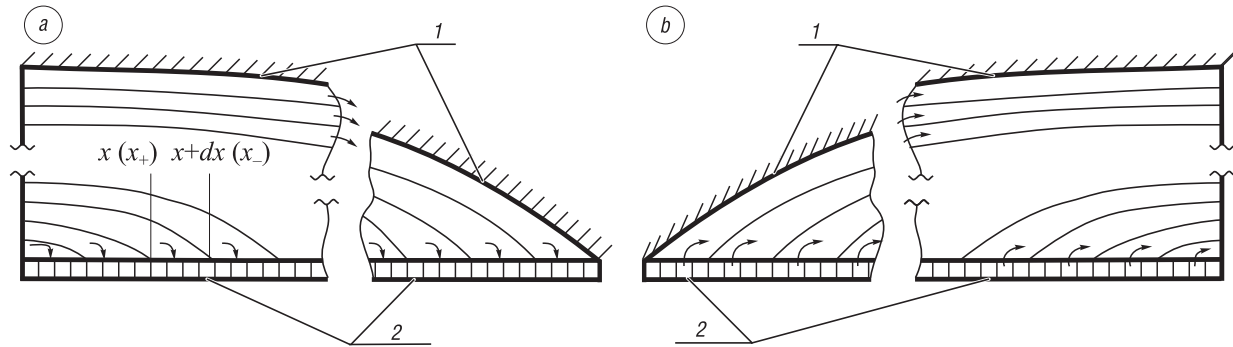


Рис. 2. Кинематический образ течения в проницаемых каналах: *a* – с оттоком жидкости, *b* – с притоком жидкости; 1 – непроницаемая профилированная стенка канала, 2 – проницаемая стенка канала

Fig. 2. Kinematic image of the flow in the permeable channel: *a* – with liquid outflow, *b* – with liquid inflow; 1 – impenetrable profiled channel wall, 2 – permeable channel wall

Согласно теореме о центре масс и равнодействующей силе приращение давления на отрезке $[x_+; x_-]$ (величины на его концах обозначены, соответственно + и –) представим в виде суммы

$$\delta P = \frac{\delta P_1 \delta G_1}{G_+} + \frac{1}{G_+} \sum_{i=2}^N \delta P_i \delta G_i, \quad (\delta P_i = P_{i+} - P_{i-}), \tag{23}$$

где N – число трубок тока в сечении канала x_+ ; $\delta P_i, \delta G_i$ – приращение давления и расход жидкости в i -й трубке тока (величинам, связанным с трубкой тока, которая пересекает проницаемую поверхность, присвоен индекс 1).

Считая давление постоянным по сечению канала $\delta P_i = \delta P \neq f(r)$, с помощью уравнения Бернулли (11) определим перепад давления между сечениями + и – при оттоке:

$$\begin{aligned} \delta P = \frac{\delta G_1}{G_+} & \left[\left(\frac{\rho w^2}{2 \delta F_1} \iint (1 + \alpha)^2 dF + \rho g x \right) \Big|_+ - \left(\frac{\rho V_x^{*2}}{2} + \rho g x + \Delta h_1 \right) \Big|_- \right] + \\ & + \frac{G_+ - \delta G_1}{G_+} \sum_{i=2}^N \left[\left(\frac{\rho w^2}{2 \delta F_i} \iint (1 + \alpha)^2 dF \right) \Big|_+ - \left(\frac{\rho w^2}{2 \delta F_i} \iint (1 + \alpha)^2 dF + \rho g x + \Delta h_i \right) \Big|_- \right], \\ & \sum_{i=1}^N \delta F_{i+} = F_+; \quad \sum_{i=2}^N \delta F_{i-} = F_-. \end{aligned} \tag{24}$$

Перейдя к дифференциальной записи (24), получим выражение

$$dP + \beta \rho w dw + \rho w^2 d\beta + \frac{\rho}{2G} (\beta w^2 - V_x^{*2}) dG - \rho g dx + dh = 0, \tag{25}$$

аналогичное (14). В таком виде оно справедливо как при оттоке, так и в случае притока. Реальность отражения кинематическим образом картины течения в проницаемом канале

совместно с тождественностью уравнений (14) и (25) означает, что величина слагаемого, содержащего коэффициент ξ , который получен в результате обработки экспериментальных данных на основе (14), соответствует истинному приращению давления за счет диссипации.

Уместно будет привести экспериментальные данные, подтверждающие верность наших рассуждений и вывода. В работе [42] использована формула

$$P_+ - P_- = \rho(w_-^2 - w_+^2) \quad (26)$$

для расчета изменения давления в трубах с боковыми отверстиями. Знаками + и – отмечены параметры жидкости в сечениях канала до и после оттока. Выражение (26) получено на основе уравнения количества движения. В приближении бесконечно малых оно имеет следующий вид:

$$dP = 2\rho w dw. \quad (27)$$

Однако опыты никогда не показывали столь больших изменений давления, поэтому пришлось ввести коэффициент ослабления K , меньшей единицы, и изменить формулу (26):

$$P_+ - P_- = K\rho(w_-^2 - w_+^2) \Rightarrow dP = 2K\rho w dw. \quad (28)$$

Обработав экспериментальные данные работы [43], А. Акривос с сотрудниками определил диапазон значений K : $K \in [0,6; 0,8]$.

Разделив друг на друга коэффициенты при инерционных членах в выражениях (1), (14), определим теоретическое значение коэффициента ослабления. Оно равно 0,75 и соответствует числам из экспериментально установленного интервала (при наличии скорости скольжения теоретическое значение K уменьшается).

Непрерывный характер зависимости профиля продольной составляющей вектора скорости от интенсивности поперечного потока вещества на основе построенного кинематического образа позволяет утверждать, что при не слишком большом значении K_{\perp} разница между ξ и $\tilde{\xi}$ для турбулентных режимов течения будет невелика, и в качестве первого приближения можно принять $\tilde{\xi} = \xi$. Это согласуется с известными нам экспериментальными данными.

Заключение. Каналы с пористыми стенками присущи не только насыпным сборкам, как ответственные конструкционные элементы они присутствуют во многих высокотехнологичных устройствах – каталитических реакторах, аппаратах тонкой химии, теплообменниках, фильтрах, коллекторно-раздаточных системах и т. д. С начала 1940-х годов и по сей день регулярно выходит масса публикаций, касающихся теоретических и экспериментальных исследований гидродинамики проницаемых каналов. В основе подавляющего числа работ лежит все то же осредненное уравнение количества движения (1), не обладающее надлежащей точностью описания инерционных эффектов и диссипации, а следовательно, и приращения давления, особенно в случаях, когда приходится учитывать изменение плотности теплоносителя в результате рассеивания механической энергии потока.

Представленное здесь уравнение (14) прошло всестороннюю масштабную апробацию: использовались прямые и косвенные эмпирические и численные эксперименты, визуализация течения. Фиксация съемкой плавных линий тока в отводном и распределительном каналах (зоны вихревого перемешивания отсутствуют) свидетельствует об адекватном отражении гидродинамических реалий построенным кинематическим образом. Правильным будет рассматривать движение жидкости в проницаемом канале не как присоединение или отделение массы от струи, а как поворот потока при одновременном его асимметричном плавном расширении в распределительном канале от сечения $F_1(0)$ до $2\pi R_1 L_1$ и сужении в отводном от $2\pi R_2 L_2$ до $F_2(L_2) = 2\pi R_2^2$. При $dP/dx < 0$ не существует такого семейства линий (трубок) тока в проницаемом канале, которое соответствовало бы уравнению (1); в нем завышена реакция потока (приращение давления) за счет изменения расхода. При внезапном расширении трубы наблюдается противоположный результат: уравнение количества движения позволяет достоверно определить потери давления, а уравнение Бернулли занижает их [44]. При движении жидкости в проницаемом канале отсутствует элемент механизма диссипации механической энергии потока, приводящий к разрыву функции Бернулли. При высокой степени турбулизации потока ($\beta \approx 1$), что обеспечивает автономность теплосъема в активной зоне на частичных нагрузках [45], в уравнении (14) рекомендуем перейти от переменной w к G , придав ему вид

$$\frac{dP_{1,2}}{dx} = \left(-\frac{3}{2} \frac{G}{F^2 \rho} \frac{dG}{dx} + \frac{G^2}{F^3 \rho} \frac{dF}{dx} + \frac{G^2}{(F\rho)^2} \frac{d\rho}{dx} + \frac{\rho}{2G} \frac{dG}{dx} (V_x^*) - \frac{\xi G^2}{2F^2 \rho D} \right) \Big|_{1,2}, \quad (29)$$

удобный для решения обратных теплофизических задач – взаимозависимого определения профилей каналов и формы торцевых стенок, обеспечивающих постоянство энтальпии теплоносителя на выходе из топливного слоя по высоте сборки. Замена переменной w на G позволила избежать шероховатостей при описании течения в конце распределительного и в начале отводного каналов, где согласно (16) $V_x^* = \left(V_x \Big|_{r=R_{1,2}} \neq 0 \right) \Rightarrow w \neq 0$, и в то же время условие прилипания на непроницаемых сторонах каналов диктует $w = 0$. (Это вызвано тем, что приравнены скорости локальная (скорость скольжения) и осредненная (скорость фильтрации).) Поскольку проходное сечение распределительного канала при $F_1(L_1) = 0$, отводного при $F_2(0) = 0$, то независимо от того, равна осредненная скорость нулю или нет, неопределенность снимается, так как расход теплоносителя всегда будет равен нулю. Разрешив (29) относительно $dF_{1,2}/dx$, получим дифференциальное уравнение первого порядка, позволяющее в сочетании с другими выражениями определить сечения каналов, обеспечивающие требуемую фильтрацию теплоносителя в топливном слое. Причем в конце распределительного и в начале отводного дифференциальные уравнения вырождаются в трансцендентные. На основании уравнения (14) рассчитано входное устройство монокассетного реактора с каналом в форме улитки, обеспечивающее устойчивую равномерную раздачу теплоносителя по полярному углу кольцевого распределительного канала в широком диапазоне изменения величины расхода теплоносителя, подаваемого в активную зону. Это стало возможным в результате решения проблемы идеального слияния потоков, где основную роль сыграл точный учет уравнением (14) инерционных эффектов. Визуализация течения в улитке со всеми отмеченными здесь особенностями представлена в работе [46]. Величина V_x^* важна при решении задачи совместного профилирования каналов и торцевых стенок сборки. В статье приведены формулы ее расчета, когда структура ограждающих слой решеток близка к структуре слоя и их можно считать гидродинамически инертными. Если такое подобие отсутствует, решетка моделируется отдельно от топливного слоя и представляется тонким изотропным или анизотропным телом; в этом случае условия сопряжения гидродинамических параметров на проницаемой стенке канала определяются путем действий, подобных проведенным в работе [41]. Выражение (14) вошло в систему основных уравнений расчета размеров и форм конструктивных элементов активной зоны с насыпными ТВС.

Список использованных источников

1. Perona, G. Fixed bed reactors / G. Perona // *Energia Nucl.* – 1964. – Vol. 11, №2. – P. 92–100.
2. Семейко, К. Перспективы использования микротвэлов в атомной энергетике / К. Семейко // *Энергетика и ТЭК.* – 2015. – № 7/8. – С. 14–16.
3. Русинкевич, А. А. Термодинамические эффекты в переносе продуктов деления в микротопливе при глубоких выгораниях: дис. ... канд. техн. наук: 05.14.03 / А. А. Русинкевич. – М., 2016. – 135 с.
4. О возможности создания высокоэнергонапряженного ядерного реактора на низкообогащенном топливе / А. П. Ахрамович [и др.] // *Докл. Нац. акад. наук Беларуси.* – 2012. – Т. 56, №4. – С. 115–118.
5. Перспективы развития высокотемпературных газоохлаждаемых реакторов [Электронный ресурс] // *Атомная энергия 2,0. Технологии.* – 2017. – Режим доступа: <http://www.atomic-energy.ru/technology/73919> – Дата доступа: 14.03.2018.
6. ВВЭР с микротвэлами: отчет о НИР [Электронный ресурс] / ВНИИАМ; рук. Л. Н. Фальковский. – М., 2003. – Режим доступа: vniiam.narod.ru/rus2/vvr.doc – Дата доступа: 05.04.2018.
7. Кузнецов, В. В. Проекты МАГАТЭ в поддержку разработок инновационных реакторов (PMCM) / В. В. Кузнецов // *Атом. стратегия.* – 2005. – № 16. – С. 10.
8. Ахрамович, А. П. О работоспособности реактора с микротвэлами. Анализ организации теплосъема в активных зонах / А. П. Ахрамович, И. В. Войтов, В. П. Колос // *Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук.* – 2016. – № 3. – С. 77–86.
9. 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 им. И. В. Курчатова, 1978. – 12 с. – (Препринт / ИАЭ-3049).
10. Сегаль, М. Д. Методика расчета продольно-поперечного течения газа в ТВС сложной геометрии / М. Д. Сегаль, Л. П. Смирнов // *Вопр. атом. науки и техники. Сер.: Атом.-водор. энергетика и технология.* – 1983. – Вып. 3. – С. 61–63.

11. 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.
12. 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.
13. Исследование гидродинамических характеристик коаксиальных коллекторных систем / Л. Л. Калишевский [и др.] // Тр. МВТУ. – 1979. – № 307, вып. 4. – С. 73–87.
14. Маргис, А. А. Газораспределение в насыпных кассетах с коаксиальными коллекторами / А. А. Маргис, В. Ю. Сурвила, Ю. В. Вилемас // Вопр. атом. науки и техники. Сер.: Атом.-водор. энергетика и технология. – 1988. – Вып. 2. – С. 51–53.
15. Лелеков, В. И. Особенности теплообмена и газодинамики в тепловыделяющих сборках со сферическими твэлами и радиальной раздачей теплоносителя / В. И. Лелеков // Теплоэнергетика. – 2005. – № 3. – С. 25–33.
16. Талиев, В. Н. Аэродинамика вентиляции / В. Н. Талиев. – М.: Стройиздат, 1954. – 288 с.
17. Бобровский, С. А. Движение газа в газопроводах с путевым отбором / С. А. Бобровский, С. Г. Щербаков, М. А. Гусейн-Заде. – М.: Наука, 1972. – 192 с.
18. Van der Hegge Zijnen, B. G. Flow through uniformly tapped pipes / B. G. Van der Hegge Zijnen // Appl. Sci. Res. Section A. – 1952. – Vol. 3, iss. 23. – P. 144–162. <https://doi.org/10.1007/BF03186656>
19. Идельчик, И. Е. Метод расчета задачи потока вдоль контактных, фильтрующих и других подобных аппаратов цилиндрической формы / И. Е. Идельчик // Инж.-физ. журн. – 1965. – Т. 8, № 5. – С. 635–638.
20. Мещерский, И. В. Уравнения движения точки переменной массы в общем случае / И. В. Мещерский. – М.: Гос. изд-во лит. по строительству и архитектуре, 1952. – 318 с.
21. Василенко, А. А. Исследование движения жидкости в трубопроводах с присоединением расхода вдоль пути / А. А. Василенко // Гидравлика и гидротехника. – 1970. – № 10. – С. 41–49.
22. Петров, Г. А. Движение жидкости с изменением расхода вдоль пути / Г. А. Петров. – М.; Л.: Стройиздат, 1951. – 200 с.
23. Коченов, И. С. О гидравлическом расчете системы охлаждения ядерного реактора / И. С. Коченов, О. Ю. Новосельский // Атом. энергия. – 1967. – Т. 23, № 2. – С. 113–120.
24. Дильман, В. В. Описание движения потока с проницаемыми стенками на основе уравнения энергии / В. В. Дильман, С. П. Сергеев, В. С. Генкин // Теорет. основы хим. технологии. – 1971. – Т. 5, № 4. – С. 564–572.
25. Коченов, И. С. Гидравлическое сопротивление каналов с проницаемой стенкой / И. С. Коченов, О. Ю. Новосельский // Инж.-физ. журн. – 1969. – Т. 16, № 3. – С. 405–412.
26. К вопросу гидродинамики каналов с пористыми стенками / В. С. Михайлов [и др.] // Инж.-физ. журн. – 1972. – Т. 23, № 4. – С. 589–596.
27. Меерович, И. Г. Гидродинамика коллекторных систем / И. Г. Меерович, Г. Ф. Мучник. – М.: Наука, 1986. – 144 с.
28. Быстров, П. И. Гидродинамика коллекторных теплообменных аппаратов / П. И. Быстров, В. С. Михайлов. – М.: Энергоиздат, 1982. – 224 с.
29. Busse, C. A. Pressure drop in the vapor phase of long heat pipes / C. A. Busse // Proc. First Intern. Thermionic Conversion Specialist Conf. – Palo Alto California, 1967. – P. 391–401.
30. Каданер, Я. С. Ламинарное течение пара в тепловой трубе / Я. С. Каданер, Ю. П. Рассадкин // Инж.-физ. журн. – 1975. – Т. 28, № 2. – С. 208–216.
31. Квэйл, Дж. Ламинарное течение в трубе с оттоком через пористую стенку / Дж. Квэйл, Е. Леви // Теплопередача. – 1975. – Т. 97, № 1. – С. 66–72.
32. Доши, Дж. Турбулентное течение в трубе с отсосом на стенке / Дж. Доши // Теплопередача. – 1974. – Т. 96, № 2. – С. 154–156.
33. Лубар, С. Турбулентный пограничный слой при наличии градиента давления и массообмена / С. Лубар, Ф. Фернадес // Приклад. механика. – 1971. – Т. 38, № 3. – С. 105–117.
34. Кинни, Р. Турбулентное течение, тепло- и массообмен в трубе с поверхностным отсосом / Р. Кинни, Е. Спэрроу // Теплопередача. – 1970. – Т. 92, № 2. – С. 58–60.
35. Патанкар, С. В. Тепло- и массообмен в пограничном слое / С. В. Патанкар, Д. Б. Сполдинг. – М.: Энергия, 1971. – 128 с.
36. Олсон, Р. М. Экспериментальное исследование турбулентного течения в пористой круглой трубе с равномерным вдувом газа через стенку / Р. М. Олсон, Е. Р. Г. Эккерт // Приклад. механика. – 1966. – Т. 88, № 1. – С. 7–21.
37. Назаров, А. С. Экспериментальное исследование турбулентного течения несжимаемой жидкости в канале с проницаемыми стенками / А. С. Назаров, В. В. Дильман, С. П. Сергеев // Теорет. основы хим. технологии. – 1981. – Т. 15, № 4. – С. 561–567.
38. Фафурин, А. Ф. Экспериментальное исследование теплоотдачи в конфузоре с проницаемой стенкой / А. Ф. Фафурин, Ю. Н. Абрамов // Инж.-физ. журн. – 1977. – Т. 32, № 3. – С. 383–393.
39. Юань, С. У. Охлаждение с помощью защитных жидких пленок / С. У. Юань // Турбулентные течения и теплопередача / под ред. Линь Дзя-Цзяо. – М.: Изд-во иностр. лит., 1963. – С. 437–496.
40. Клайн, С. Дж. Подобие и приближенные методы / С. Дж. Клайн. – М.: Мир, 1968. – 304 с.
41. Ахрамович, И. В. Войтов, В. П. Колос // Вес. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 104–115.
42. Acrivos, A. Flow distributions in manifolds / A. Acrivos, B. Babcock, R. Pigford // Chem. Eng. Sci. – 1959. – Vol. 10. – P. 112–124. [https://doi.org/10.1016/0009-2509\(59\)80030-0](https://doi.org/10.1016/0009-2509(59)80030-0)

43. Mc Nown, J. S. Mechanics of manifold flow / J. S. Mc Nown // Trans. ASCE. – 1954. – Vol. 119, iss. 1. – P. 1103–1142.
44. Бэтчелор, Дж. Введение в динамику жидкости / Дж. Бэтчелор. – М.: Мир, 1973. – 760 с.
45. Ахрамович, А. П. О работоспособности реактора с микротвэлами. Условия автономности теплосъема в активной зоне на частичных нагрузках / А. П. Ахрамович, И. В. Войтов, В. П. Колос // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – №2. – С. 74–80.
46. Деменок, С. Л. Визуализация течения жидкости в каналах / С. Л. Деменок, В. В. Медведев, С. М. Сивуха. – СПб.: Страта, 2014. – 134 с.

References

1. Perona G. Fixed bed reactors. *Energia Nucleare*, 1964, vol. 11, no. 2, pp. 92–100.
2. Semeiko K. The perspectives of coated fuel particles application in nuclear energy. *Energetika i TEK* [Energy and FEK], 2015, no. 7/8, pp. 14–16 (in Russian).
3. Rusinkevich A. A. *Thermodynamic Effects of Fission Products Transport in Microfuel at Deep Burnouts*. Moscow, 2016. 135 p. (in Russian).
4. Akhramovich A. P., Kolos V. P., Mikhalevich A. A., Sikorin S. N. The possibility of creation of the high power density nuclear reactor with low-enriched fuel. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, vol. 56, no. 4, pp. 115–118 (in Russian).
5. The prospects of development of the high-temperature gas-cooled reactors *Atomic energy 2.0. Technology*. 2017. Available at: <http://www.atomic-energy.ru/technology/73919> (accessed 14 March 2018) (in Russian).
6. Fal'kovskii L. N. (head). *LWR with coated fuel particles: Report on Research*. Moscow, 2003 (in Russian). Available at: vniiam.narod.ru/rus2/vvr.doc (accessed 5 April 2018).
7. Kuznetsov V. V. Projects of IAEA in support of developments of innovative reactors (RMSM). *Atomnaya strategiya* [Nuclear Strategy], 2005, no. 16, p. 10 (in Russian).
8. Akhramovich A. P., Voitov I. V., Kolos V. P. On the performance of the reactor with micro fuel. Heat removal organization analysis in the active zones. *Vesti Natsyonal'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 3, pp. 77–86 (in Russian).
9. 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 named after I. Kurchatov, 1978. 12 p. (in Russian).
10. Segal M. D., Smirnov L. P. The method of calculating the longitudinal-transverse gas flow in complex geometry fuel assemblies. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Ser. Atomno-vodorodnaya energetika i tekhnologiya* [Questions of Atomic Science and Technology. Series: Atomic-hydrogen energy and technology], 1983, iss. 3, pp. 61–63 (in Russian).
11. Melamed L. E. FEMLAB and ANSYS in the calculations of the hydrodynamics of nuclear reactors or the Scientific and practical story about how to adapt the “heavy” packages to solve hard class problems. *Exponenta Pro*, 2004, no. 2 (6), pp. 18–21 (in Russian).
12. Komov A. T., Bocharov E. V., Tokarev J. N. Numerical modeling of hydrodynamics and heat exchange processes in the heat realizing assembly with coated fuel particles. *Vestnik Moskovskogo Energeticheskogo Instituta = Bulletin of MPEI*, 2009, no. 2, pp. 43–47 (in Russian).
13. Kalishevski L. L., Krapivtchev V. G., Shanin O. I., Hozjaev R. R. Research of hydrodynamic characteristics of coaxial collector systems. *Trudy MVTU* [Proceedings of the Moscow Higher Technical School], 1979, no. 307, iss. 4, pp. 73–87 (in Russian).
14. Margis A. A., Survila V. J., Vilemas J. V. The gas distribution in bulk cartridges with coaxial collectors. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Ser. Atomno-vodorodnaya energetika i tekhnologiya* [Questions of atomic science and technology. Series: Atomic-hydrogen energy and technology], 1988, iss. 2, pp. 51–53 (in Russian).
15. Lelekov V. I. Features of heat exchange and gas dynamics in the heat realizing assemblies with spherical fuel elements and radial distribution of the coolant. *Teploenergetika = Thermal Engineering*, 2005, no. 3, pp. 25–33 (in Russian).
16. Taliev V. N. *Ventilation Aerodynamics*. Moscow, Stroiizdat Publ., 1954. 288 p. (in Russian).
17. Bobrovskii S. A., Cherbakov S. G., Gussein-Zade M. A. *Gas Flow in Pipelines with Traveling Suction*. Moscow, Nauka Publ., 1972. 192 p. (in Russian).
18. Van der Hegge Zijnen B. G. Flow through uniformly tapped pipes. *Applied Scientific Research. Section A*, 1952, vol. 3, iss. 23, pp. 144–162. <https://doi.org/10.1007/BF03186656>
19. Idel'chik I. E. A method of calculation of the flow distribution along contact, filtering and other cylindrical apparatuses. *Journal of Engineering Physics*, 1965, vol. 8, no. 5, pp. 433–435. <https://doi.org/10.1007/bf00830324>
20. Mescherskii I. V. *Equations of the Movement of a Point with Variable Mass in Total Case*. Moscow, State publishing house on construction and architecture, 1952. 318 p. (in Russian).
21. Vasilenko A. A. Research of the liquid movement in pipelines with expense accession along a way. *Gidravlika i gidrotekhnika* [Hydraulics and Hydraulic Engineering], 1970, no. 10, pp. 41–49 (in Russian).
22. Petrov G. A. *The Liquid Movement with Expense Change Along a Way*. Moscow, Leningrad, Stroiizdat Publ., 1951. 200 p. (in Russian).
23. Kochenov I. S., Novoselski O. J. About hydraulic calculation of the nuclear reactor cooling system. *Soviet Atomic Energy*, 1967, vol. 23, no. 2, pp. 806–812. <https://doi.org/10.1007/bf01179626>

24. Dilman V. V., Sergeev S. P., Genkin V. S. The description of the stream movement with permeable walls on the basis of the energy equation. *Teoreticheskie osnovy khimicheskoi tekhnologii = Theoretical Foundations of Chemical Technology*, 1971, vol. 5, no. 4, pp. 564–572 (in Russian).
25. Kochenov I. S., Novoselski O. J. Hydraulic drag in channels with permeable wall. *Journal of Engineering Physics*, 1969, vol. 16, no. 3, pp. 275–281. <https://doi.org/10.1007/bf01840621>
26. Mikhailov V. S., Krapivin A. M., Bystrov P. I., Anofriev G. I. On hydrodynamics of ducts with porous walls *Journal of Engineering Physics*, 1972, vol. 23, no. 4, pp. 1211–1216. <https://doi.org/10.1007/bf00835829>
27. Meerovich I. G., Muchnik G. F. *The Hydrodynamics of Collector Systems*. Moscow, Nauka Publ., 1986. 144 p. (in Russian).
28. Bystrov P. I., Muchnik G. F. *Hydrodynamics of Collector Heatexchange Devices*. Moscow, Energoizdat Publ., 1982. 224 p. (in Russian).
29. Busse C. A. Pressure drop in the vapor phase of long heat pipes. *Proc. First Intern. Theormionic Conversion Specialist Conf. Palo Alto California*, 1967, pp. 391–401.
30. Kadaner Ia. S., Rassadkin Iu. P. Laminar vapour flow in a heat pipe. *Journal of Engineering Physics*, 1975, vol. 28, no. 2, pp. 140–146. <https://doi.org/10.1007/bf00865830>
31. Quale J., Levi E. Laminar current in a pipe with outflow through a porous wall. *Teploperedacha = Journal of Heat Transfer*, 1975, vol. 97, no. 1, pp. 66–72 (in Russian).
32. Doshi J. The turbulent flow in a tube with wall suction. *Teploperedacha = Journal of Heat Transfer*, 1974, vol. 96, no. 2, pp. 154–156 (in Russian).
33. Lubar S., Fernandes F. Turbulent boundary layer in the presence of pressure gradient and mass exchange. *Prikladnaia mekhanika = International Applied Mechanics*, 1971, vol. 38, no. 3, pp. 105–117 (in Russian).
34. Kinney R. B., Sparrow E. M. Turbulent flow, heat transfer and mass transfer in a tube with surface suction *Journal of Heat Transfer*, 1970, vol. 92, no. 1, pp. 117–124. <https://doi.org/10.1115/1.3449600>
35. Patankar S. V., Spalding D. V. *Heat and Mass Transfer in Boundary Layers*. Moscow, Energiia Publ., 1971. 128 p. (in Russian).
36. Olson R., Eckert E. Experimental study of a turbulent flow in a porous round pipe with a uniform gas blowing through a wall. *International Applied Mechanics*, 1966, vol. 33, no. 1, pp. 7–17. <https://doi.org/10.1115/1.3625030>
37. Nazarov A. S., Dilman V. V., Sergeev S. P. Experimental study of turbulent incompressible fluid flow in the channel with permeable wall. *Teoreticheskie osnovy khimicheskoi tekhnologii = Theoretical Foundations of Chemical Technology*, 1981, vol. 15, no. 4, pp. 561–567 (in Russian).
38. Fafurin A. F., Abramov J. N. Experimental study of heat transfer in a permeable-wall confuser. *Journal of Engineering Physics*, 1977, vol. 32, no. 3, pp. 235–237. <https://doi.org/10.1007/bf00865774>
39. Juani S. W. Cooling by protective liquid films. Lin' Dzia-Tsziao (ed.). *Turbulent Flow and Heat Transfer*. Princeton, Princeton University Press, 1960, pp. 428–488. <https://doi.org/10.1515/9781400879410-009>
40. Kline S. J. *Similitude and Approximation Theory*. Moscow, Mir Publ., 1968. 304 p. (in Russian).
41. Akhramovich A. P., Voitov I. V., Kolos V. P. Dynamic model of rapid coolant filtration through the bed of micro fuel particles. *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. 104–115 (in Russian).
42. Acrivos A., Babcock B., Pigford R. Flow distributions in manifolds. *Chemical Engineering Science*, 1959, vol. 10, pp. 112–124. [https://doi.org/10.1016/0009-2509\(59\)80030-0](https://doi.org/10.1016/0009-2509(59)80030-0)
43. Mc Nown J. S. Mechanics of manifold flow. *Trans. ASCE*, 1954, vol. 119, iss. 1, pp. 1103–1142.
44. Batchelor G. K. *An Introduction to Fluid Dynamics*. Cambridge University Press, 2000. 615 p. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511800955>
45. Akhramovich A. P., Voitov I. V., Kolos V. P. On the performance of the reactor with micro fuel. Terms and self-similarity of heat removal in the reactor core at partial loads. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 2, pp. 74–80 (in Russian).
46. Demenok S. L., Medvedev V. V., Sivuha S. M. *Visualization of a Liquid Current in Channels*. St. Petersburg, Strata Publ., 2014. 134 p. (in Russian).

Информация об авторах

Войтов Игорь Витальевич – доктор технических наук, ректор, Белорусский государственный технологический университет (ул. Сverdlova, 13a, 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, 65, корп. 2, 220072, Минск, Республика Беларусь)

Information about the authors

Igor V. Voitov – D. Sc. (Engineering), Rector, Belarusian State Technological University (13a, Sverdlov Str., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: rektor@belstn.by

Valery P. Kolos – D. Sc. (Physics and Mathematics), Main Researcher, Institute of Power Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (15, building 2, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus)

Д. В. Каркоцкий, А. Н. Малашин, С. А. Чумаков, Ю. Г. Коваль

Военная академия Республики Беларусь, Минск, Беларусь

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ МОЩНОСТИ ПЕРВИЧНОГО ИСТОЧНИКА СИСТЕМЫ АВТОНОМНОГО ЭЛЕКТРОСНАБЖЕНИЯ С УЧЕТОМ ПРОГНОЗИРУЕМОГО ГРАФИКА НАГРУЗКИ

Аннотация. При разработке новых или модернизации существующих энергоемких подвижных объектов (ПО) основным способом обеспечения оптимальных параметров качества питающего напряжения является завышение мощности первичного источника (ПИ) в 1,5–2 раза по отношению к максимальной мощности всех потребителей электрической энергии (ПЭЭ) ПО. Следствием существующего подхода определения мощности ПИ являются: завышение массы и габаритов системы автономного электроснабжения (САЭС) на 30–70 %, что существенно снижает скоростные характеристики, показатели проходимости и длительность автономной работы ПО, а также ухудшают экономичность САЭС; загруженность ПИ САЭС не более чем 35–55 % от номинальной мощности, что приводит к сокращению их сроков службы. Таким образом, невозможно учесть особенности реального токопотребления отдельных ПЭЭ и влияние их совместного функционирования на конкретные ПИ САЭС, что приводит к дополнительным финансовым затратам и увеличению сроков разработки, а также к риску отказа в процессе испытаний как САЭС, так и подключаемого к ним оборудования.

Предложенный подход оценки мощности ПИ электрической энергии в САЭС ПО позволяет определить полную мощность ПЭЭ в условиях ограниченной информации о них с учетом характера графика нагрузки, а также величины и формы токопотребления. В результате аналитических расчетов согласно приведенной методике мощность ПИ ПО может быть снижена на 13–45 % в зависимости от характера нагрузки при сохранении показателей качества питающего напряжения в допустимых пределах.

Рассмотренные способы расчета мощности ПИ САЭС позволяют определить ограничения для решения задачи структурно-параметрического синтеза САЭС и алгоритма оценки мощности ПИ при разработке новой или модернизации существующей САЭС ПО. Это позволит снизить массогабаритные параметры САЭС, тем самым повысить скоростные характеристики, маневренные возможности и показатели проходимости ПО, а также длительность автономной работы и экономичность функционирования САЭС.

Ключевые слова: системы автономного электроснабжения, мощность первичного источника, полная мощность, качество питающего напряжения, график нагрузки

Для цитирования: Методика оценки мощности первичного источника системы автономного электроснабжения с учетом прогнозируемого графика нагрузки / Д. В. Каркоцкий [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 205–214. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-205-214>

D. V. Karkotski, A. N. Malashin, S. A. Chumakov, Y. G. Koval

Military Academy of the Republic of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

METHODOLOGY FOR ASSESSING THE POWER OF THE PRIMARY SOURCE OF THE SYSTEM OF AUTONOMOUS ELECTRICAL SUPPLY WITH ACCOUNT OF THE PREDICTED LOAD GRAPHICS

Abstract. When developing new or upgrading existing energy-intensive mobile objects (MO), the main way to ensure the quality parameters of the supply voltage is no worse than in the state grid, overestimation of the primary source (PS) power is 1.5–2 times relative to the maximum power of all electrical energy consumers (EEC) software.

The consequence of the existing approach to determine the power of PS are: overestimation of the mass and dimensions of the autonomous power supply system (APSS) by 30–70 %, which significantly reduces speed characteristics, cross-country performance and battery autonomy of MO, as well as worsen the economics of the APSS; the workload of the PS APSS is not more than 35–55 % of the nominal capacity, which leads to a reduction in their service lives.

Thus, it is impossible to take into account the peculiarities of the actual current consumption of individual EEC and the impact of their joint operation on specific PS APSS, which leads to additional financial costs and an increase in development time, as well as to the risk of failure during the testing of both the APSS and the equipment connected to it.

The proposed approach for estimating the PS power of electric energy in APSS MO allows determining the full power of the EEC in terms of limited information about the EEC taking into account the nature of the load graph, as well as the magnitude and form of current consumption. As a result of analytical calculations according to the above methodology, the PS power can be reduced by 13–45 %, depending on the nature of the load, while maintaining the quality indicators of the supply voltage within acceptable limits.

The considered methods for determining the power of the PS APSS will make it possible to determine the limitations for solving the problem of structural-parametric synthesis of the APSS and the algorithm for determining the power of the PS when developing a new or upgrading the existing APSS MO. This will reduce the weight and size parameters of the APSS, thereby increasing the speed characteristics, maneuverability and software permeability of MO, as well as the autonomous operation time and efficiency of the APSS operation.

Keywords: autonomous power supply systems, primary source power, total power, supply voltage quality, load graph

For citation: Karkotski D. V., Malashin A. N., Chumakov S. A., Koval Y. G. Methodology for assessing the power of the primary source of the system of autonomous electrical supply with account of the predicted load graphics. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 205–214 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-205-214>

Введение. Система автономного электроснабжения (САЭС) – неотъемлемая часть автономного подвижного объекта (ПО), без которой его функционирование невозможно. Задачей САЭС как функциональной системы является бесперебойное обеспечение электрической энергией с требуемым качеством во всех режимах работы функциональной аппаратуры и силовых агрегатов ПО. Специфика систем автономного электроснабжения заключается в ограниченности их мощности.

Целью работы является исследование влияния работы источника ограниченной мощности (имитация САЭС ПО) на нелинейную нагрузку (имитация системы вторичного электропитания ПО), а также определение мощности первичного источника САЭС.

Исследование влияния работы источника ограниченной мощности на нелинейную нагрузку. Как источник ограниченной мощности использовался бензиновый генератор WT-1000 «WATTPro» мощностью 1 кВт, в качестве нелинейной нагрузки применялся системный блок ПЭВМ с блоком питания мощностью 200 Вт. Коэффициент искажения синусоидальности кривой напряжения первичного источника (ПИ) составил 37 %.

Аналогичные испытания проводились в отделе электроснабжения 16 Центрального научно-исследовательского испытательного ордена Красной Звезды института Министерства обороны Российской Федерации имени маршала войск связи А. И. Белова (г. Москва, Россия), где исследовалась совместная работа серийно выпускаемой передвижной электростанции Э-351-Б, укомплектованной электроагрегатами АД-30У-Т400-1В, и имитатора нелинейной нагрузки, обеспечивающего импульсную форму кривой потребляемого тока, аналогичную форме кривой тока, потребляемого источниками вторичного электропитания ПО [2]. Результаты испытаний показали, что при сравнимых значениях мощностей САЭС переменного тока (15 кВА) и импульсной (нелинейной) нагрузки (7,5 кВА) коэффициент искажения синусоидальности кривой напряжения первичного источника (ПИ) составил 48 %, что превышает на 37 % допустимое значение, установленное ГОСТ 13109-97 «Электрическая энергия. Совместимость технических средств электромагнитная. Нормы качества электрической энергии в системах электроснабжения общего назначения».

Оценка мощности первичного источника САЭС путем установления максимально потребляемого тока или входного сопротивления потребителей электрической энергии. При разработке новых или модернизации существующих энергоемких ПО основным способом обеспечения заданных параметров качества питающего напряжения (ГОСТ 13109-97) является завышение мощности ПИ в 1,5–2 раза по отношению к максимальной мощности всех потребителей электрической энергии (ПЭЭ) ПО [2, 3]:

$$P_{\text{ПИ}} = (1,5 \div 2) \sum_{i=1}^n P_{\text{ПЭЭ max}_i}, \quad (1)$$

где $P_{\text{ПИ}}$ – активная мощность ПИ, Вт; $P_{\text{ПЭЭ max}_i}$ – максимальная активная мощность i -го ПЭЭ согласно техническому описанию (ТО), Вт; n – количество ПЭЭ ПО.

Поскольку информация о мощности ПЭЭ, как правило, неизвестна, составляющие выражения (1) оцениваются тремя способами:

1) в соответствии с формулой

$$P_{\text{ПЭЭmax}_i} = U_i I_{\text{max}_i}, \quad (2)$$

где U_i – питающее напряжение i -го ПЭЭ, В; I_{max_i} – максимальный ток входного (сетевое) предохранителя в i -м ПЭЭ ПО, А;

2) методом измерения входного сопротивления ПЭЭ $R_{\text{ПЭЭ}_i}$ и расчета мощности ПЭЭ по выражению

$$P_{\text{ПЭЭ}_i} = \frac{U_i^2}{R_{\text{ПЭЭ}_i}}, \quad (3)$$

3) методом измерения I_{max_i} для последующего расчета $P_{\text{ПЭЭmax}_i}$ согласно (2).

Следствием существующего подхода определения мощности ПИ являются:

завышение массы и габаритов САЭС на 30–70 %, что существенно снижает скоростные характеристики, показатели проходимости и длительность автономной работы ПО, а также ухудшают экономичность САЭС [1];

загруженность ПИ САЭС не более чем 35–55 % от номинальной мощности, что приводит к сокращению их сроков службы.

Таким образом, невозможно учесть особенности реального токопотребления отдельных ПЭЭ и влияние их совместного функционирования на конкретные ПИ САЭС, что приводит к дополнительным финансовым затратам и увеличению сроков разработки, а также к риску отказа в процессе испытаний как САЭС, так и подключаемого к ним оборудования [2, 3, 10].

Оценка мощности первичного источника САЭС путем расчета полной мощности потребителя электрической энергии. Анализ опыта построения САЭС в «большой» энергетике показал, что все способы определения мощности ПИ сводятся к расчету полной мощности ПЭЭ. Это позволяет учесть величину и форму токопотребления в соответствии с РД 5Р.6168-92 «Судовые электроэнергетические системы. Методы расчета электрических нагрузок и определения необходимой мощности генераторов электростанций», а также [6, 8, 9]. В представленном виде они не могут быть применены при проектировании САЭС из-за дефицита информации о параметрах ПЭЭ.

Для решения этой проблемы авторами предлагается методика, которая позволяет определять *мощность ПИ электрической энергии в САЭС ПО с учетом характера графика нагрузки (ГН), а также величины и формы токопотребления.*

В случае, когда *известен коэффициент мощности отдельного ПЭЭ*, оценку полной мощности ПИ проводят на основе информации о номинальной активной мощности, указанной в ТО на ПЭЭ.

Выражение для расчета полной потребляемой мощности имеет вид

$$S_{\text{ПЭЭ}_i} = \sum_{i=1}^n \frac{P_{\text{ПЭЭ}_i} k_{\text{П}_i} k_{\text{И}_i}}{k_{\text{М}_i}}, \quad (4)$$

где $P_{\text{ПЭЭ}_i}$ – номинальная мощность i -го ПЭЭ согласно ТО, Вт; $k_{\text{П}_i}$ – кратность пускового тока i -го ПЭЭ согласно ТО; $k_{\text{И}_i}$ – коэффициент использования, характеризующий соотношение потребляемой мощности i -го ПЭЭ к номинальной; $k_{\text{М}_i}$ – коэффициент мощности i -го ПЭЭ согласно ТО.

Анализ технических характеристик ПЭЭ ПО свидетельствует о том, что в ТО в большинстве случаев не указаны необходимые параметры для расчета полной мощности ПЭЭ.

С этой целью все ПЭЭ ПО подразделены на следующие группы:

- 1) активная нагрузка (осветительные и нагревательные приборы);
- 2) активно-реактивная нагрузка (приводное оборудование, системы кондиционирования);
- 3) нелинейная нагрузка (аппаратура, имеющая в своем составе источники вторичного электропитания).

В случае, когда ПЭЭ относятся ко 2-й группе, полную мощность ПЭЭ следует определить согласно выражению [3]

$$S_{\text{ПЭЭ}_i} = \sqrt{P_i^2 + Q_i^2} = \frac{P_{\text{ПЭЭ}_i}}{\cos \varphi_i}, \text{ ВА}, \quad (5)$$

где P_i – активная мощность i -го ПЭЭ, Вт; Q_i – реактивная мощность i -го ПЭЭ, вар; $\cos \varphi_i$ – принимается для конкретного ПЭЭ в пределах 0,7–0,9.

В случае, когда ПЭЭ относятся к 3-й группе, полную мощность отдельных ПЭЭ следует определить согласно выражению [3, 11]

$$S_{\text{ПЭЭ}_i} = \sqrt{P_i^2 + Q_i^2 + D_i^2} = \frac{P_{\text{ПЭЭ}_i} \sqrt{1 + k_{\text{нcl}_i}^2} \sqrt{1 + k_{\text{нcl}_i}^2}}{\cos \varphi_i}, \text{ ВА}, \quad (6)$$

где D_i – мощность искажения i -го ПЭЭ, ВА; $k_{\text{нcl}_i}$ – коэффициент искажения синусоидальности кривой напряжения i -го ПЭЭ; $k_{\text{нcl}_i}$ – коэффициент искажения синусоидальности кривой тока i -го ПЭЭ.

Для более точного установления полной мощности ПЭЭ или в случае, когда не представляется возможным определить тип ПЭЭ, расчет полной мощности ПЭЭ проводится через гармонический состав тока и напряжения системы САЭС–ПЭЭ по реализациям кривых мгновенных значений тока и напряжения, потребляемого ПЭЭ от сети безграничной мощности, согласно выражению

$$S_{\text{ПЭЭ}} = \sqrt{\left(\sum_{n=1}^{\infty} U_n I_n \cos(\varphi_n) \right)^2 + \left(\sum_{n=1}^{\infty} U_n I_n \sin(\varphi_n) \right)^2} + \frac{1}{2T} \int_0^T \sum_{m=0}^{\infty} \sum_{n=0}^{\infty} (u_m(t) i_n(t) - i_m(t) u_n(t))^2 dt, \quad (7)$$

где T – период напряжения основной частоты; U_n, I_n – амплитудные значения гармонических составляющих напряжения на выходных зажимах фазы САЭС и тока нагрузки соответственно; $u_n(t), i_n(t)$ – мгновенные значения гармонических составляющих напряжения и тока; φ_n – разность фаз между n -ми гармоническими составляющими напряжения на выходных зажимах фазы САЭС и тока нагрузки.

В результате полная потребляемая мощность ПО рассчитывается согласно выражению

$$S_{\text{ПО}} = P_{\text{ПЭЭ}_I} + S_{\text{ПЭЭ}_II} + S_{\text{ПЭЭ}_III}, \quad (8)$$

где $P_{\text{ПЭЭ}_I}$ – суммарная активная мощность ПЭЭ ПО 1-й группы, Вт; $S_{\text{ПЭЭ}_II}$ – суммарная полная мощность ПЭЭ ПО 2-й группы, ВА; $S_{\text{ПЭЭ}_III}$ – суммарная полная мощность ПЭЭ ПО 3-й группы, ВА.

В случае, когда в ТО на ПЭЭ не приводятся параметры, необходимые для расчета полной мощности, то k_m определяется экспериментальным путем для соответствующих групп ПЭЭ при электроснабжении ПО от источника ограниченной мощности [3].

Приведенные формулы расчета потребляемой мощности ПО позволяют точнее рассчитать мощность ПИ благодаря тому, что были учтены величина и форма токопотребления ПЭЭ в режиме работы ПО от источника ограниченной мощности.

На основании общепринятой практики проектирования САЭС мощность ПИ определяется с 10%-ным запасом от полученного значения полной потребляемой мощности ПО согласно выражению

$$S_{\text{ПИ}} = 1,1 \frac{S_{\text{ПО}}}{\eta}, \quad (9)$$

где η – к.п.д., учитывающий потери в кабельной линии САЭС.

Оценка мощности первичного источника САЭС с учетом прогнозируемого графика нагрузки. Расчет мощностей ПЭЭ в соответствии с рассмотренными способами приводит к выбору ПИ с многократно завышенной мощностью по отношению к фактически потребляемой. Это связано с тем, что большинство САЭС никогда не функционируют на полную потребляе-

мую мощность ПО, что подтверждается экспериментальными ГН и ожидаемой технологической схемой работы ПО на этапе проектирования. К примеру, одновременно не будут работать кондиционер с отопителем и т. п. Поэтому авторы предлагают корректировать оцененную мощность ПИ путем построения прогнозируемого ГН, что позволит наиболее точно обосновать мощность ПИ на этапе проектирования.

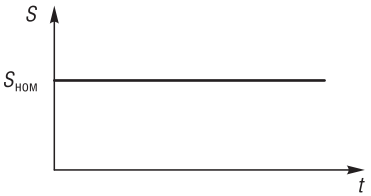
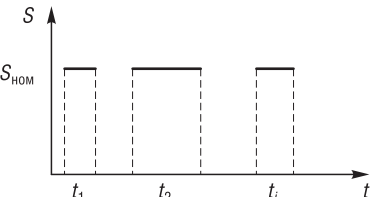
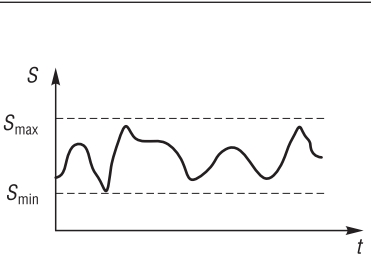
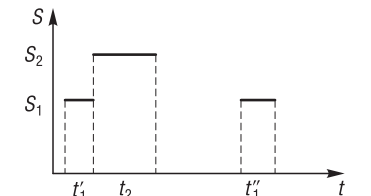
Построение прогнозируемого ГН ПО осуществляется на основании алгоритма и длительности функционирования отдельного ПЭЭ ПО.

Не всегда при модернизации ПО величина мощности ПЭЭ и характер электропотребления остаются прежними. Так, в случае замены ПЭЭ, алгоритма их функционирования или при проектировании новых ПО расчет прогнозируемого ГН должен осуществляться на основе статистических данных таблиц электрических нагрузок, составленных в результате анализа агрегатных листов САЭС или информации о потребляемой мощности ПЭЭ или ПО в целом согласно аппаратному журналу.

При расчете ГН ПО следует разгруппировать потребителей на ПЭЭ с переменной мощностью потребления и практически постоянной за цикл их функционирования. Представителями ПЭЭ переменной мощности являются электропривод, электроинструмент, элементы системы жизнеобеспечения ПО и т. п. К ПЭЭ постоянной мощности следует отнести осветительные приборы, аппаратуру обработки информации и т. п.

Способы расчета групповых ГН при одновременном функционировании нескольких ПЭЭ ПО и индивидуальных ГН при работе отдельных ПЭЭ представлены в таблице.

Режимы функционирования отдельных ПЭЭ ПО
The modes of operation of individual EEC MO

Режим функционирования ПЭЭ	Временная диаграмма ГН отдельного ПЭЭ	Выражения для расчета ГН
Непрерывная работа с постоянной нагрузкой		$m(S) = S_{\text{ном}}$ $D(S) = 0$
Периодическая работа с постоянной нагрузкой в течение t часов в сутки		$t = \sum t_i$ $m(S) = S_{\text{ном}} \frac{t}{T}$ $D(S) = \frac{S^2 t (T - t)}{T^2}$
Непрерывная работа с переменной нагрузкой		$m(S) = \frac{S_{\text{min}} + S_{\text{max}}}{2}$ $D(S) = \frac{(S_{\text{max}} - S_{\text{min}})^2}{12}$ (с равномерной плотностью) $D(S) = \frac{(S_{\text{max}} - S_{\text{min}})^2}{36}$ (по нормальному закону)
Периодическая работа с дискретными ступенями нагрузки S_i в течение t_i часов каждая		$t_1 = t'_1 + t''_1$ $m(S) = \frac{\sum S_i t_i}{T}$ $D(S) = \frac{\sum S_i^2 t_i (T - t_i)}{T^2}$

Однако таких характеристик, как математическое ожидание и дисперсия, недостаточно для описания внутренней структуры ГН в качестве нестационарного случайного процесса, так как они не отражают, насколько ГН носит резкопеременный или плавно изменяющийся характер. Поэтому для увеличения точности расчетов при проектировании САЭС применяется автокорреляционная функция, которая характеризует степень зависимости между сечениями ГН. Но расчет ГН таким способом возможен только при наличии вероятностных показателей функционирования ПЭЭ ПО, что затруднительно ввиду многообразия способов применения ПЭЭ и предназначения ПО.

Информация о величине потребляемой мощности и длительности функционирования отдельных ПЭЭ или ПО в целом носит статистический характер в виде числовых последовательностей временных рядов и представляется матрицей вида [8]

$$S(l, k) = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & \dots & S_{1k} \\ S_{21} & S_{22} & \dots & S_{2k} \\ \dots & S_{zj} & \dots & \dots \\ S_{l1} & S_{l2} & \dots & S_{lk} \end{bmatrix}, \quad (10)$$

где k – количество реализаций S на рассматриваемом временном интервале; l – количество значений, представляющих одну реализацию S на рассматриваемом временном интервале.

Под временным интервалом для плавно изменяющегося суточного ГН принимается длительность в 0,5; 1 или 2 ч, а в случае резкопеременного ГН – временной интервал, кратный минимальной длительности неизменной величины мощности.

Тогда расчетные выражения для оценки математического ожидания, дисперсии и нормированной автокорреляционной функции ГН принимают вид:

$$m_S(t) = \frac{1}{k} \sum_{z=1}^k S_{tz}, \quad (11)$$

$$D_S(t) = \frac{1}{k-1} \sum_{z=1}^k [S_{tz} - m_S(t)]^2, \quad (12)$$

$$\rho_S(t_1; t_2) = \frac{1}{(k-1)\sigma_S(t_1)\sigma_S(t_2)} \sum_{z=1}^k [S_{t_1z} - m_S(t_1)][S_{t_2z} - m_S(t_2)], \quad (13)$$

где $\sigma_S(t)$ – среднеквадратическое отклонение значения ГН в момент времени t .

С целью упрощения построения ГН период функционирования ПО следует разбивать на характерные этапы: развертывание, свертывание, работа по предназначению и т. п., которые определяются однородностью токопотребления. На основании этого случайный процесс $S(t)$ называется стационарным, параметры которого для характерных этапов функционирования ПО могут быть рассчитаны согласно следующим выражениям:

$$m_S = \frac{1}{l} \sum_{t=1}^l S(t), \quad (14)$$

$$D_S = \frac{1}{l-1} \sum_{t=1}^l [S(t) - m_S]^2, \quad (15)$$

$$\rho_S(\tau) = \frac{1}{(l-1)D_S} \sum_{t=1}^{l-\tau} [S(t) - m_S][S(t+\tau) - m_S], \quad (16)$$

где τ – длительность характерного этапа функционирования ПО.

В результате численное значение расчетной нагрузки S для характерных этапов функционирования ПО в случае нормального закона распределения можно найти в соответствии с (17):

$$S = m_S + \beta \sigma_S, \quad (17)$$

где β – значение стандартной нормальной случайной величины [8].

В случае неоднородности токопотребления на характерных этапах функционирования ПО периодичность работы ПЭЭ имеет следующие параметры:

- длительность работы i -го ПЭЭ на q -м характерном этапе функционирования ПО ($\tau_{iq_{\text{раб}}}$);
- коэффициент использования номинальной мощности $S_{i_{\text{ном}}}$ i -м ПЭЭ на q -м характерном этапе функционирования ПО ($k_{n_i}^q$);
- номинальная мощность i -го ПЭЭ.

Если при прогнозировании ГН рассматривать двухуровневый вид нагрузки i -го ПЭЭ, то согласно закону распределения Бернулли вероятности возможных комбинаций одновременного функционирования ПЭЭ определяются по системе выражений [9]

$$\left\{ \begin{array}{l} p_{0q} = \prod_{i=1}^n \frac{\tau_{iq} - \tau_{iq_{\text{раб}}}}{\tau_{iq}} \\ p_{gq} = \frac{\tau_{gq_{\text{раб}}}}{\tau_{gq}} \prod_{i=1; i \neq g}^n \frac{\tau_{iq} - \tau_{iq_{\text{раб}}}}{\tau_{iq}} \\ p_{(xg)q} = \prod_{p=x, g} \frac{\tau_{pq_{\text{раб}}}}{\tau_{pq}} \prod_{i=1; i \neq x; i \neq g}^n \frac{\tau_{iq} - \tau_{iq_{\text{раб}}}}{\tau_{iq}}, \\ \dots \\ p_{nq} = \prod_{i=1}^n \frac{\tau_{iq_{\text{раб}}}}{\tau_{iq}} \end{array} \right. \quad (18)$$

где τ_{iq} – длительность q -го характерного этапа функционирования ПО.

В результате величина мощности для каждой возможной комбинации ПЭЭ находится с помощью системы выражений

$$\left\{ \begin{array}{l} S_{0q} = \sum_{i=1}^n S_{0i} \\ S_{gq} = k_{n_g}^q S_{g_{\text{ном}}} + \sum_{i=1}^n S_{0i} \\ S_{(xg)q} = \sum_{p \neq x, g} k_{n_p}^q S_{p_{\text{ном}}} + \sum_{i=1}^n S_{0i} \\ \dots \\ S_{nq} = \sum_{p=1}^n k_{n_p}^q S_{p_{\text{ном}}} + \sum_{i=1}^n S_{0i} \end{array} \right. \quad (19)$$

На основе анализа прогнозируемого ГН мощность ПИ определяется следующим образом:

$$S_{\text{ПИ}} = \frac{1,3S_{\text{max гр.н}}}{\eta}, \quad (20)$$

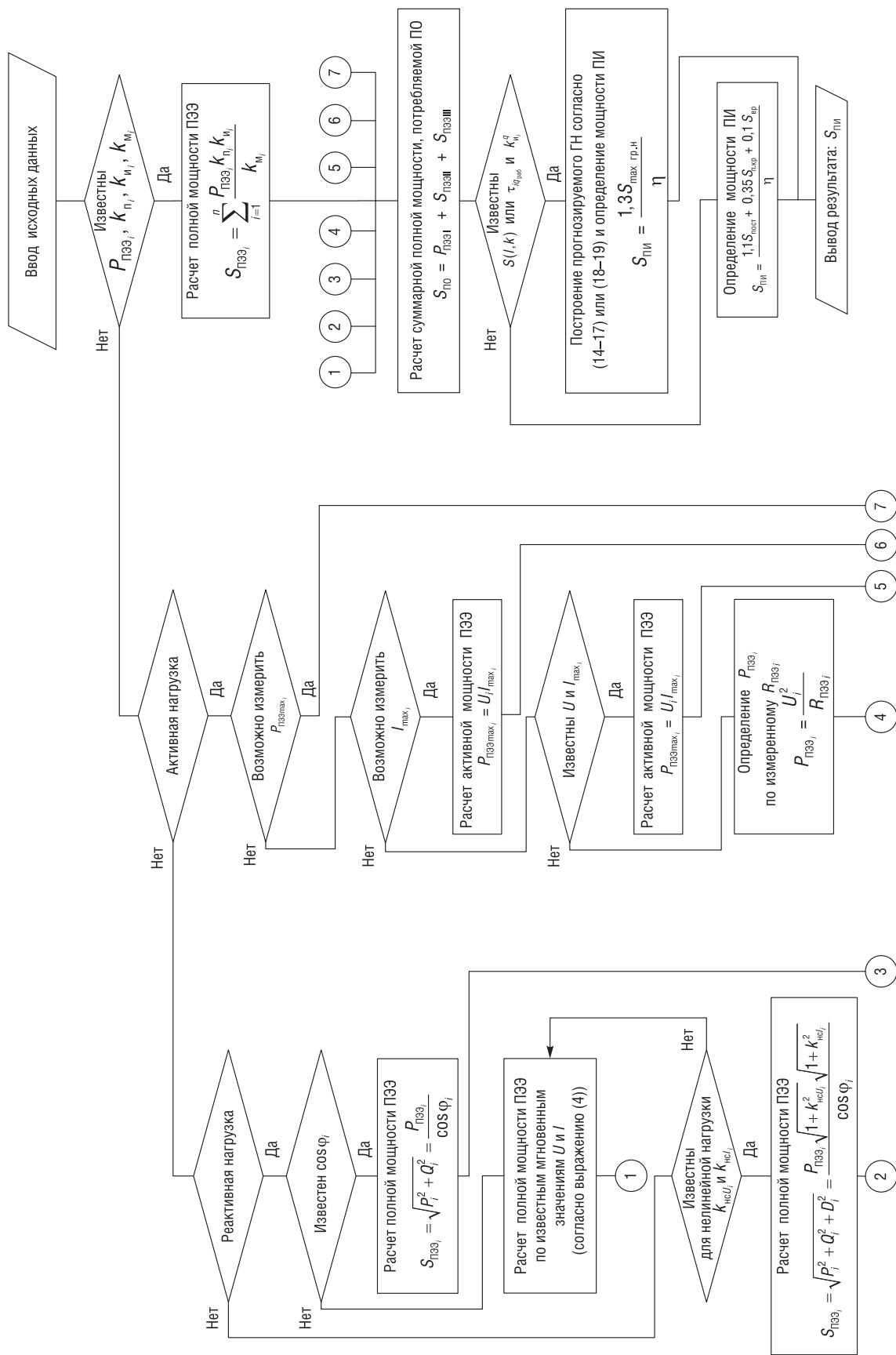
где $S_{\text{max гр.н}}$ – максимальное значение мощности прогнозируемого ГН ПО.

В случае, когда отсутствует возможность построить прогнозируемый ГН с резкопеременным характером токопотребления, расчет мощности ПИ следует производить на основе опыта проектирования электрических машин [4]:

$$S_{\text{ПИ}} = \frac{1,1S_{\text{пост}} + 0,35S_{\text{п.кр}} + 0,1S_{\text{вр}}}{\eta}, \quad (21)$$

где $S_{\text{пост}}$ – полная мощность постоянно включенных ПЭЭ; $S_{\text{п.кр}}$ – полная мощность ПЭЭ, включаемых повторно-кратковременно; $S_{\text{вр}}$ – полная мощность ПЭЭ, включаемых кратковременно.

Блок-схема алгоритма методики определения мощности ПИ представлена на рисунке.



Блок-схема алгоритма методики определения мощности ПИ
Block diagram of the algorithm for determining the power of PS

Заклучение. Предложенный подход оценки мощности ПИ электрической энергии в САЭС ПО позволяет определить полную мощность ПЭЭ в условиях ограниченной информации о нем с учетом характера ГН, а также величины и формы токопотребления. Согласно приведенной методике мощность ПИ ПО может быть снижена на 13–45 % в зависимости от характера нагрузки при сохранении показателей качества питающего напряжения в допустимых пределах.

Рассмотренные способы определения мощности ПИ САЭС позволяют определить ограничения для решения задачи структурно-параметрического синтеза САЭС [5, 7, 10] и алгоритма определения мощности ПИ при разработке новой или модернизации существующей САЭС ПО. Это дает возможность снизить массогабаритные параметры САЭС, тем самым повысить скоростные характеристики, маневренные возможности и показатели проходимости ПО, а также длительность автономной работы и экономичность функционирования САЭС.

Список использованных источников

1. Состояние и перспективы развития систем электроснабжения и средств вторичного электропитания объектов вооружения и военной техники: материалы третьего Всерос. науч.-техн. семинара: сб. докл. / М-во обороны РФ, 22 Центр. науч.-исслед. испыт. ин-т. – М., 1996. – 149 с.
2. Требования к унифицированным модулям питания для систем электроснабжения мобильных объектов [Электронный ресурс] // Научно-производственный центр «Технологическая лаборатория». – 2015. – Режим доступа: <http://www.techlab.ru/pub> – Дата доступа: 13.02.2015.
3. Чумаков, С. А. Обеспечение качества электрической энергии в системах электроснабжения автономных объектов / С. А. Чумаков, А. Н. Малашин, Ю. В. Суходолов // Вестн. Воен. акад. Респ. Беларусь. – 2015. – №2 (47). – С. 151–160.
4. Балагуров, В. А. Электрические машины с постоянными магнитами / В. А. Балагуров, Ф. Ф. Галтеев, А. Н. Ларионов. – М.: Энергия, 1964. – 480 с.
5. Каркоцкий, Д. В. Анализ методов оптимизации структуры автономных систем электроснабжения объектов вооружения и военной техники. Постановка задачи / Д. В. Каркоцкий, А. Н. Малашин // Вестн. Воен. акад. Респ. Беларусь. – 2015. – №1. – С. 68–76.
6. Зиновьев, Г. С. Силовая электроника: учеб. пособие для бакалавров / Г. С. Зиновьев. – 5-е изд., испр. и доп. – М.: Юрайт, 2012. – 667 с.
7. Разработка методики аналитического определения мощности первичного источника электрической энергии для системы электроснабжения автономного образца вооружения: отчет о НИР / УО «Военная академия Республики Беларусь»; рук. А. Н. Малашин. – Минск, 2016. – 72 с.
8. Гужов, Н. П. Системы электроснабжения: учебник / Н. П. Гужов, В. Я. Ольховский, Д. А. Павлюченко. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2008. – 258 с.
9. Лазарев, И. А. Синтез структуры систем электроснабжения летательных аппаратов / И. А. Лазарев. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.
10. Технический облик перспективной системы энергоснабжения полевых и мобильных узлов связи: отчет о НИР / «Военная академия Республики Беларусь»; рук. А. Н. Малашин. – Минск, 2018. – 247 с.
11. McGranaghan, M. Active filter design and specification for control of harmonics in industrial and commercial facilities [Electronic Resource] / M. McGranaghan. – Mode of access: <https://www.dranetz.com/wp-content/uploads/2014/02/active-filterdesign-specs-harmonics.pdf>

References

1. Ministry of Defense of the Russian Federation, 22 Central Research Testing Institute. *The State and Prospects of Development of Power Supply Systems and Means of Secondary Power Supply of Weapons and Military Equipment: Collection of Reports Materials of the Third All-Russian Scientific and Technical Seminar*. Moscow, 1996. 149 p. (in Russian).
2. Requirements for unified power supply modules for power supply systems of mobile objects. *Scientific-Production Center "Technological Laboratory"*, 2015. Available at: <http://www.techlab.ru/pub> (accessed 13 February 2015).
3. Chumakov S. A., Malashin A. N., Sukhodolov Yu. V. Ensuring the quality of electric energy in the systems of power supply of autonomous objects. *Vestnik Voennoi akademii Respubliki Belarus'* [Bulletin of the Military Academy of the Republic of Belarus], 2015, no. 2 (47), pp. 151–160 (in Russian).
4. Balagurov V. A., Galteev F. F., Larionov A. N. *Electric Machines with Permanent Magnets*. Moscow, Energy Publ., 1964. 480 p. (in Russian).
5. Karkotsky D. V., Malashin A. N. Analysis of methods for optimizing the structure of autonomous power supply systems for weapons and military equipment. Problem statement. *Vestnik Voennoi akademii Respubliki Belarus'* [Bulletin of the Military Academy of the Republic of Belarus], 2015, no. 1, pp. 68–76 (in Russian).
6. Zinoviev G. S. *Power Electronics*. 5th ed. Moscow, Yurait Publ., 2012. 667 p. (in Russian).
7. Malashin A. N. (hands). *Development of methods for the analytical determination of the power of the primary source of electrical energy for the power supply system of an autonomous sample of armament: report on research and development work of the Military Academy of the Republic of Belarus*. Minsk, 2016. 72 p. (in Russian).

8. Guzhov N. P., Olkhovsky V. Ya., Pavlyuchenko D. A. *Power Supply Systems*. Novosibirsk, Publishing house of the Novosibirsk State Technical University, 2008. 258 p. (in Russian).

9. Lazarev I. A. *Synthesis of the Structure of Power Supply Systems of Aircraft*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 256 p. (in Russian).

10. Malashin A. N. (hands). *Technical appearance of a promising system of power supply to field and mobile communication centers: report on research and development work of the Military Academy of the Republic of Belarus*. Minsk, 2018. 247 p. (in Russian).

11. McGranaghan M. *Active filter design and specification for control of harmonics in industrial and commercial facilities*. Available at: <https://www.dranetz.com/wp-content/uploads/2014/02/active-filterdesign-specs-harmonics.pdf>

Информация об авторах

Каркоцкий Дмитрий Валерьевич – преподаватель, кафедра электротехники и систем электропитания, Военная академия Республики Беларусь (пр. Независимости, 220, 220057, Минск, Республика Беларусь). E-mail: karkotskidmitry@gmail.com

Чумаков Сергей Алексеевич – заместитель начальника кафедры электротехники и систем электропитания, Военная академия Республики Беларусь (пр. Независимости, 220, 220057, Минск, Республика Беларусь). E-mail: chsa.2408@gmail.com

Колчин Евгений Витальевич – начальник цикла кафедры электротехники и систем электропитания, Военная академия Республики Беларусь (пр. Независимости, 220, 220057, Минск, Республика Беларусь). E-mail: ihop52@bk.ru

Коваль Юрий Георгиевич – инженер-конструктор, отдел механики (сектор расчетов), ОАО «ВОЛАТАВТО» (ул. Кульман, 2-1, 220013, Минск Республика Беларусь). E-mail: koval-8891@rambler.ru

Малашин Андрей Николаевич – кандидат технических наук, доцент, профессор кафедры электротехники и систем электропитания, Военная академия Республики Беларусь (пр. Независимости, 220, 220057, Минск, Республика Беларусь)

Information about the authors

Dmitry V. Karkotski – Teacher, Chair of Electrical Equipment and Power Supply Systems, Military Academy of Republic of Belarus (220, Nezavisimosti Ave., 220057, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: karkotskidmitry@gmail.com

Sergey A. Chumakov – Deputy Head of Department, Chair of Electrical Equipment and Power Supply Systems, Military Academy of Republic of Belarus (220, Nezavisimosti Ave., 220057, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: chsa.2408@gmail.com

Yauheni V. Kolchyn – Head of Department Chair, Chair of Electrical Equipment and Power Supply Systems, Military Academy of Republic of Belarus (220, Nezavisimosti Ave., 220057, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: ihop52@bk.ru

Yury G. Koval – Design Engineer, Department of Structural Analysis, JSC “VOLATAVTO” (2-1, Kulman Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: koval-8891@rambler.ru

Andrey N. Malashin – Ph. D. (Engineering), Assistant Professor, Professor of the Chair of Electrical Equipment and Power Supply Systems, Military Academy of the Republic of Belarus (220, Nezavisimosti Ave., 220057, Minsk, Republic of Belarus)

РАДИОЭЛЕКТРОНИКА И ПРИБОРОСТРОЕНИЕ
RADIOELECTRONICS AND INSTRUMENT-MAKING

УДК 004.932
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-215-231>

Поступила в редакцию 12.07.2018
Received 12.07.2018

В. В. Рабцевич¹, В. Ю. Цветков¹, Т. А. Кузнецова², С. А. Чижик^{2,3}

¹*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь*

²*Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

³*Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*

СЕГМЕНТАЦИЯ АСМ-ИЗОБРАЖЕНИЙ НА ОСНОВЕ ВОЛНОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ОБЛАСТЕЙ ЛОКАЛЬНЫХ МАКСИМУМОВ С ВЫБОРОМ ПИКСЕЛОВ В ПОРЯДКЕ УБЫВАНИЯ ЗНАЧЕНИЙ

Аннотация. Разработан алгоритм сегментации изображений атомной силовой микроскопии (АСМ), использующий волновое выращивание областей вокруг локальных максимумов в результате присоединения к ним соседних пикселей, выбираемых в порядке убывания значений. Сущность алгоритма состоит в использовании порога яркости, постепенно изменяющегося от максимума к минимуму, для выбора точек роста или для присоединения к существующим областям. Особенности разработанного алгоритма сегментации являются итеративно расширяемые границы, выбор начальных точек роста и точек, присоединяемых к областям с ориентацией на значения порога с постепенным снижением от максимума к минимуму. Указанные особенности позволили устранить ошибки, характерные для алгоритмов маркерного водораздела, выращивания областей и водораздела по классическому алгоритму Винсента–Солли, которые обычно используются при сегментации АСМ-изображений. Разработанный алгоритм сравнивался со следующими стандартными алгоритмами: классический алгоритм водораздела, маркерный водораздел, выращивание областей. Сравнение проводилось на тестовых и оригинальных АСМ-изображениях. Алгоритмы реализовывались на Matlab и C++. Для количественной оценки ошибок сегментации использовался набор бинарных масок. Эксперименты показали, что разработанный алгоритм обеспечивает выделение границ областей без ошибок и более высокую скорость сегментации в сравнении с алгоритмами выращивания областей и водораздела Винсента–Солли. Полученный результат может быть использован для обработки АСМ-изображений поверхностей неорганических материалов в субмикронном и наноразмерном диапазоне.

Ключевые слова: сегментация изображений, атомная силовая микроскопия, выращивание областей, водораздел Винсента–Солли, локальный максимум, АСМ-изображения, маркерный водораздел

Для цитирования: Сегментация АСМ-изображений на основе волнового выращивания областей локальных максимумов с выбором пикселей в порядке убывания значений/ В. В. Рабцевич [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 215–231. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-215-231>

V. V. Rabtsevich¹, V. Yu. Tsviatkou¹, T. A. Kuznetsova², S. A. Chizhik^{2,3}

¹*Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus*

²*A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Science of Belarus, Minsk, Belarus*

³*Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

SEGMENTATION OF AFM IMAGES BASED ON WAVE REGIONS GROWING OF LOCAL MAXIMUMS WITH PIXELS SELECTION IN THE DECREASE ORDER OF VALUES

Abstract. An algorithm for segmentation of images of atomic force microscopy is developed by using wave-growing regions around local maxima as a result of adjoining neighboring pixels to them, selected in descending order of values. The essence of the algorithm is to use the brightness threshold, gradually changing from maximum to minimum, to select growth points or to join existing areas. The features of the developed segmentation algorithm are iteratively expandable boundaries, the choice of initial growth points and points attached to regions with a focus on threshold values with a gradual

decrease from maximum to minimum. These features made it possible to eliminate the segmentation errors of the AFM images, characteristic of the algorithms of the marker watershed, the cultivation of areas and the watershed using the classical Vincent–Sollie algorithm, which are commonly used. The developed algorithm was compared with standard algorithms such as: classic watershed algorithm, marker watershed, growing areas. The comparison was carried out on test and original AFM images. The algorithms were implemented in Matlab and C++. A set of binary masks was used to quantify segmentation errors. The results showed that the developed algorithm provides the selection of the boundaries of the regions without errors and a higher segmentation rate in comparison with the algorithms of growing the regions and the Vincent–Sollie watershed. The result can be used to process AFM images of the surfaces of inorganic materials in the submicro and nano range.

Keywords: image segmentation, atomic force microscopy, growing areas, the Vincent–Sollie watershed, local maximum, AFM images, marker watershed

For citation: Rabtsevich V. V., Tsviatkou V. Yu., Kuznetsova T. A., Chizhik S. A. Segmentation of AFM images based on wave regions growing of local maximums with pixels selection in the decrease order of values. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 215–231 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-215-231>

Введение. Установление размера структурных составляющих является одной из ключевых задач материаловедения при определении зависимости «структура–свойства» [1–3]. Атомно-силовая микроскопия (АСМ) часто выступает наиболее информативным методом исследования поверхности и результатов ее модификации в субмикро- и наноразмерном диапазоне [4–6]. При установлении размера структурных составляющих в автоматическом режиме одной из проблем является сегментация АСМ-изображений, позволяющая отделить одну частицу, фазу или зерно от другой [7, 8]. Проблема заключается в специфике АСМ-изображений, где яркость пикселей несет информацию о рельефе поверхности или об интенсивности силового воздействия со стороны поверхности на микрозонд [9–11]. Особенно сложно сегментировать АСМ-изображения в условиях, когда яркость границ не имеет значительного контраста с отделяемыми объектами и объекты сливаются.

Часто используемые в АСМ пороговые алгоритмы сегментации [12] обладают минимальной вычислительной сложностью, но позволяют получить корректные результаты только в случае простой топологии поверхности, разделяемой на объекты и фон, когда выбор порога не оказывает влияния на число выделяемых сегментов.

Для сегментации изображений со сложной топологией применяются, как правило, алгоритмы выращивания областей [13] с относительно низкой вычислительной сложностью, а также более сложные алгоритмы морфологического водораздела (с использованием градиента и маркерные [14]). В алгоритмах выращивания областей выбираются начальные точки роста, к которым присоединяются соседние пиксели со схожей яркостью. Алгоритмы градиентного водораздела (С. Буше [15], Винсента–Солли [16], П. Джеквей [17], Й. Вейкерт [18], С. Джанк–Я. Шаркански [19]) используют вычисление градиента для каждого пикселя изображения, определение локальных минимумов, обход пикселей с приоритетной очередью (приоритет определяется яркостью пикселей).

Алгоритмы маркерного водораздела используют морфологические операции открытия и закрытия для автоматической расстановки маркеров фона и объектов. При обработке АСМ-изображений со сложной топологией с помощью алгоритмов выращивания областей [13] часто проявляется недостаточная или чрезмерная сегментация, вызванная ошибками определения начальных точек роста областей, неточностью задания критериев завершения процесса их роста, неверной очередностью обработки областей. Аналогичные ошибки в рассматриваемых условиях характерны для алгоритмов градиентного и маркерного водораздела с автоматической расстановкой маркеров [15–19]. Эти алгоритмы не в полной мере учитывают специфику АСМ-изображений, в которых яркость пикселей напрямую связана со значениями физических параметров, что приводит к погрешностям определения линий водораздела и местоположения маркеров.

Алгоритмы водораздела под контролем оператора [20] позволяют существенно уменьшить или полностью устранить ошибки сегментации за счет расстановки маркеров оператором, но требуют значительных временных затрат и эффективны поэтому для обработки АСМ-изображений поверхностей только с небольшим числом объектов.

Для устранения отмеченных недостатков предлагается связать процессы выбора начальных точек и роста областей с изменением значения порога яркости пикселей АСМ-изображения от

максимума к минимуму. Это обеспечит автоматический выбор и упорядочение начальных точек роста по яркости, одинаковую скорость роста областей вне зависимости от их локализации, размеров и формы, но с учетом их яркости, а также равномерное разделение всего изображения на области (полную сегментацию).

Алгоритм волнового выращивания областей локальных максимумов. Предложим алгоритм сегментации АСМ-изображений на основе волнового выращивания областей локальных максимумов с выбором пикселей в порядке убывания значений (ВОЛМА). Сущность алгоритма состоит в использовании изменяющегося от максимума к минимуму порога яркости для выбора пикселей АСМ-изображения, которые образуют точки роста областей (локальные максимумы) или присоединяются к существующим областям (смежные с пикселями, включенными в области и имеющими такую же или большую яркость). В отличие от классического выращивания областей [14], использующего последовательную обработку сегментов, в предложенном алгоритме границы всех областей расширяются итеративно (волнообразно) за счет присоединения необработанных смежных значимых пикселей, яркости которых удовлетворяют порогу, понижаемому после обработки всех значимых пикселей. В отличие от древовидно-волнового выращивания областей [21], определяющего все точки роста при инициализации и присоединяющего к областям смежные пиксели без учета их значений, в предложенном алгоритме выбор начальных точек роста и присоединяемых к областям смежных пикселей связан со значением порога, постепенно снижаемым от максимума к минимуму.

Алгоритм ВОЛМА волнового выращивания областей локальных максимумов состоит из следующих шагов.

1) Загрузка матрицы $M_Z = \|m_Z(y, x)\|_{(y=0, \overline{Y-1}, x=0, \overline{X-1})}$ зондирования, в которой значение каждого B -разрядного элемента $m_Z(y, x) \in [0, 2^B - 1]$ определяется высотой (трением или вязкостью) соответствующей точки поверхности, где Y, X – размеры матрицы зондирования по вертикали и горизонтали.

2) Формирование матрицы $M_S = \|m_S(y, x)\|_{(y=0, \overline{Y-1}, x=0, \overline{X-1})}$ сегментации, элементы которой определяются с помощью выражения $m_S(y, x) \leftarrow 0$ при $y = 0, \overline{Y-1}, x = 0, \overline{X-1}$. Счетчику C_S сегментов присваивается нулевое значение: $C_S \leftarrow 0$.

3) Счетчику C_Q циклов сегментации присваивается значение порога яркости, соответствующее верхнему уровню квантования значений пикселей АСМ-изображения: $C_Q \leftarrow 2^B - 1$.

4) Начало цикла сегментации. Формирование матрицы $M_Q(C_Q) = \|m_Q(C_Q, y, x)\|_{(y=0, \overline{Y-1}, x=0, \overline{X-1})}$ значимости для значения C_Q порога яркости, элементы которой определяются с помощью выражения

$$\begin{cases} (m_Z(y, x) = C_Q) \Rightarrow (m_Q(C_Q, y, x) \leftarrow 1), \\ (m_Z(y, x) \neq C_Q) \Rightarrow (m_Q(C_Q, y, x) \leftarrow 0) \end{cases} \quad (1)$$

при $y = 0, \overline{Y-1}, x = 0, \overline{X-1}$.

5) Проверка матрицы значимости на ноль. Вычисляется сумма всех элементов матрицы $M_Q(C_Q)$ значимости для значения C_Q порога яркости с помощью выражения

$$S_Q = \sum_{y=0}^{Y-1} \sum_{x=0}^{X-1} m_Q(C_Q, y, x). \quad (2)$$

Если $S_Q = 0$, то осуществляется переход на окончание цикла сегментации (шаг 15).

6) Проверка счетчика сегментов на ноль. Если $C_S = 0$, то осуществляется переход на шаг 13 к поиску новых областей.

7) Счетчику C_W циклов волновой сегментации присваивается нулевое значение: $C_W \leftarrow 0$.

8) Начало цикла волновой сегментации. Формирование матрицы $M_T(C_Q, C_W) = \|m_T(C_Q, C_W, y, x)\|_{(y=0, \overline{Y-1}, x=0, \overline{X-1})}$ выращивания областей для значения C_Q порога яркости и C_W -го уровня сегментации, элементы которой определяются с помощью выражения $m_T(C_Q, C_W, y, x) \leftarrow 0$ при $y = 0, \overline{Y-1}, x = 0, \overline{X-1}$.

9) Волновое выращивание областей. Элементы матрицы $M_T(C_Q, C_W)$ переопределяются с помощью выражения

$$\begin{aligned} (m_S(y, x) \neq 0) \wedge (m_Q(C_Q, y + j, x + i) = 1) \wedge (m_T(C_Q, C_W, y + j, x + i) = 0) \Rightarrow \\ \Rightarrow (m_T(C_Q, C_W, y + j, x + i) \leftarrow m_S(y, x)) \end{aligned} \quad (3)$$

при $y = \overline{0, Y-1}$, $x = \overline{0, X-1}$, $j = \overline{-1, 1}$, $i = \overline{-1, 1}$.

10) Проверка условия выхода из цикла волнового выращивания областей. Определяется число S_T значимых элементов матрицы $M_T(C_Q, C_W)$ с помощью выражения

$$S_T = \sum_{y=0}^{Y-1} \sum_{x=0}^{X-1} m_T(C_Q, C_W, y, x) \quad (4)$$

при $y = \overline{0, Y-1}$, $x = \overline{0, X-1}$.

Если $S_T = 0$ (новых присоединяемых элементов нет), то осуществляется выход из цикла волновой сегментации и переход на шаг 13. Значение счетчика C_W циклов волновой сегментации указывает на число орбит роста.

11) Обновление матрицы сегментации. В матрицу сегментации M_S добавляются новые значимые элементы с помощью выражения

$$m_S(y, x) \leftarrow m_S(y, x) + m_T(C_Q, C_W, y, x) \quad (5)$$

при $y = \overline{0, Y-1}$, $x = \overline{0, X-1}$.

12) Окончание цикла волновой сегментации. Значение счетчика C_W циклов волновой сегментации увеличивается на единицу: $C_W \leftarrow C_W + 1$, и осуществляется переход в начало цикла волновой сегментации на шаг 8.

13) Поиск новых областей. Элементы матрицы $M_Q(C_Q)$, удовлетворяющие условию

$$(m_Q(C_Q, y, x) = 1) \wedge (m_S(y, x) = 0), \quad (6)$$

сегментируются с помощью алгоритма выращивания областей [13]. В результате формируется матрица $M_N(C_Q) = \left\| m_N(C_Q, y, x) \right\|_{(y=\overline{0, Y-1}, x=\overline{0, X-1})}$ новых областей для значения C_Q порога яркости, номера элементов которой $m_N(C_Q, y, x) \in [1, C_N(C_Q)]$ указывают на изолированные совокупности единичных элементов матрицы $M_Q(C_Q)$, удовлетворяющих условию (1), где $C_N(C_Q)$ – число сегментов, выделенных в матрице $M_Q(C_Q)$.

14) Дополнение матрицы сегментации новыми областями. Осуществляется перенос номеров из матрицы $M_N(C_Q)$ новых областей в матрицу сегментации M_S и приращение счетчика сегментов с помощью выражений:

$$(m_N(C_Q, y, x) > 0) \Rightarrow (m_S(y, x) \leftarrow m_N(C_Q, y, x) + C_S) \quad (7)$$

при $y = \overline{0, Y-1}$, $x = \overline{0, X-1}$;

$$C_S = C_S + C_N(C_Q). \quad (8)$$

15) Окончание цикла сегментации. Значение счетчика C_Q циклов сегментации уменьшается на единицу: $C_Q \leftarrow C_Q - 1$, что соответствует уменьшению на единицу значения порога яркости. Затем счетчик C_Q циклов проверяется на отрицательное значение. Если $C_Q \geq 0$, то осуществляется переход в начало цикла сегментации (шаг 4 алгоритма). Если $C_Q < 0$, то осуществляется выход из цикла и завершение алгоритма.

В результате выполнения данного алгоритма формируется матрица M_S сегментации, номера элементов которой $m_N(C_Q, y, x) \in [1, C_N(C_Q)]$ при $y = \overline{0, Y-1}$, $x = \overline{0, X-1}$ указывают на сегменты, к которым они принадлежат.

Оценка результатов сегментации АСМ-изображений. Для объективной оценки результатов сегментации АСМ-изображений сформирован набор $\{M_T(j)\}_{(j=\overline{1, J})}$ из $J = 3$ тестовых АСМ-

матриц $M_T(j) = \|m_T(j, y, x)\|_{(y=0, Y-1, x=0, X-1)}$ размером $Y \times X$ по вертикали и горизонтали, элементы $m_T(j, y, x)$ которых содержат информацию о расстояниях от подложки до поверхностей расположенных на ней тестовых объектов одинакового размера. Основания этих объектов лежат в параллельных плоскостях, а проекции их центральных точек на подложку находятся в узлах виртуальной квадратной сетки. Первая АСМ-матрица задает расположение 9 торов одинаковой высоты; вторая – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер; третья – комбинации 18 фрагментов сфер. На рис. 1 приведены тестовые АСМ-изображения, полученные в результате преобразования значения каждого элемента АСМ-матриц в яркость соответствующего пиксела.

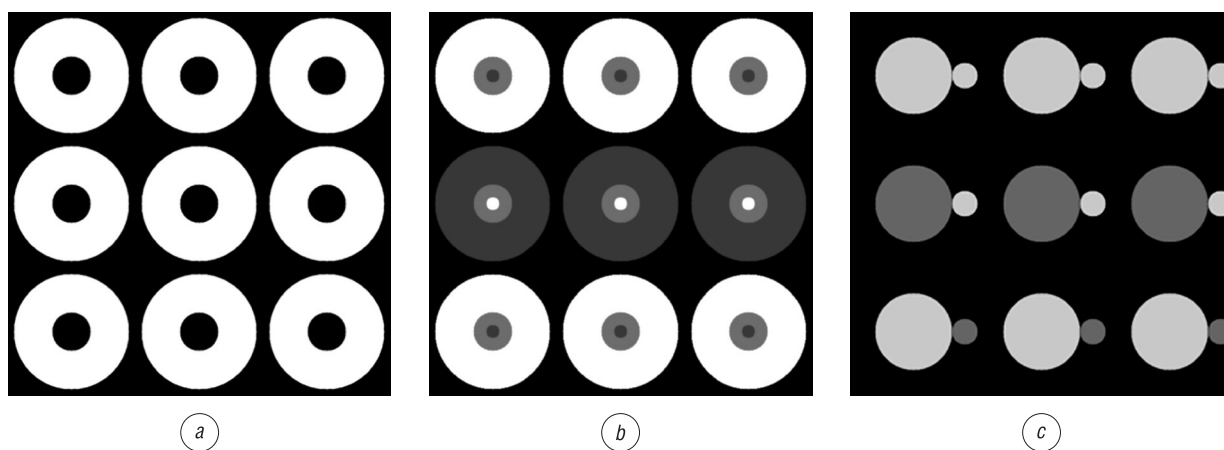


Рис. 1. Тестовые АСМ-изображения: *a* – АСМ-1, *b* – АСМ-2, *c* – АСМ-3

Fig. 1. Test AFM-images: *a* – AFM-1, *b* – AFM-2, *c* – AFM-3

Для каждого тестового АСМ-изображения на рис. 2 приведены по три горизонтальных профиля яркости. Профили получены вдоль прямых, проходящих через центры горизонтальных проекций тестовых объектов. Результатом неполной сегментации тестовых АСМ-изображений с прерыванием процесса обработки на уровне подложки должна быть матрица, в которой элементы, соответствующие поверхностям тестовых объектов, принимают значения номеров сегментов (от 1 до 9 для тестовых АСМ-изображений, приведенных на рис. 1, *a, b*; от 1 до 18 для тестового АСМ-изображения, приведенного на рис. 1, *c*), а элементы, соответствующие пространству между тестовыми объектами (подложке), принимают нулевые значения (эталонная матрица неполной сегментации).

Результатом полной сегментации тестовых АСМ-изображений должна быть матрица, в которой элементы, соответствующие поверхностям тестовых объектов и примыкающим к ним фрагментам подложки, принимают значения номеров сегментов (от 1 до 9 для тестовых АСМ-изображений, приведенных на рис. 1, *a, b*; от 1 до 18 для тестового АСМ-изображения, приведенного на рис. 1, *c*) (эталонная матрица полной сегментации).

Для оценки ошибок сегментации используется набор бинарных масок (рис. 3). Три маски представляют собой проекции тестовых объектов на подложку, формируются в результате бинаризации эталонных матриц сегментации и предназначены для оценки ошибок неполной сегментации. Одна маска формируется в результате разделения эталонной матрицы сегментации на 9 квадратов одинакового размера. Она предназначена для оценки ошибок полной сегментации. Полученные посредством различных алгоритмов матрицы сегментации сопоставляются с масками, и вычисляется нормированная ошибка E_S сегментации с помощью выражения $E_S = E_O + E_I$,

где $E_O = \frac{\sum_{i=1}^9 S_O(i)}{S_E}$ – нормированная ошибка избыточной сегментации; $E_I = \frac{\sum_{i=1}^9 S_I(i)}{S_E}$ – нормированная

ошибка недостаточной сегментации; i – порядковый номер тестового объекта; S_E – число значимых элементов маски; $S_O(i)$ – число пикселей сегмента, принадлежащих i -му тестовому объекту и попадающих на незначимые элементы маски; $S_I(i)$ – число значимых элементов маски, соответствующих i -му тестовому объекту и не попадающих на пиксели соответствующего сегмента.

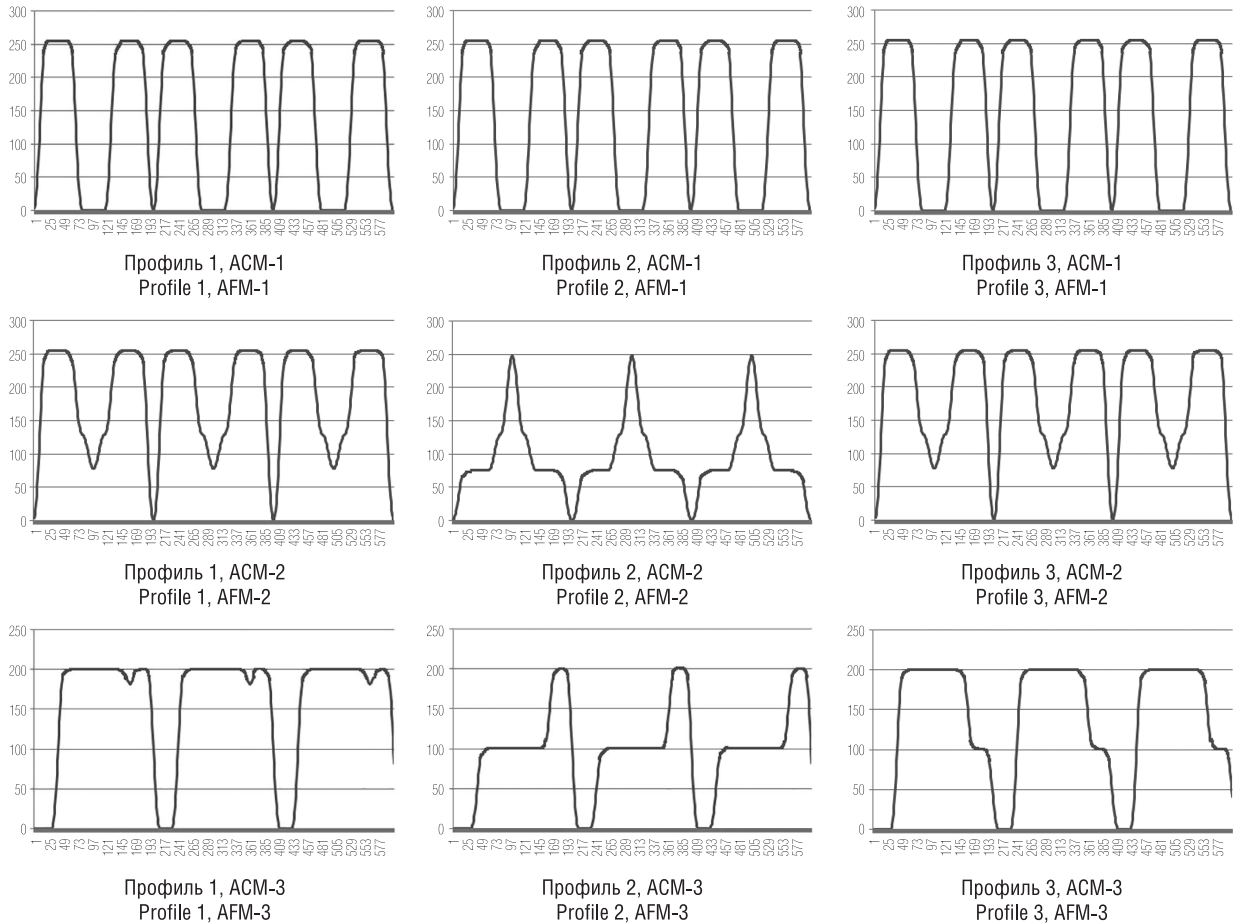


Рис. 2. Профили яркости тестовых АСМ-изображений
Fig. 2. Brightness profiles of test AFM-images

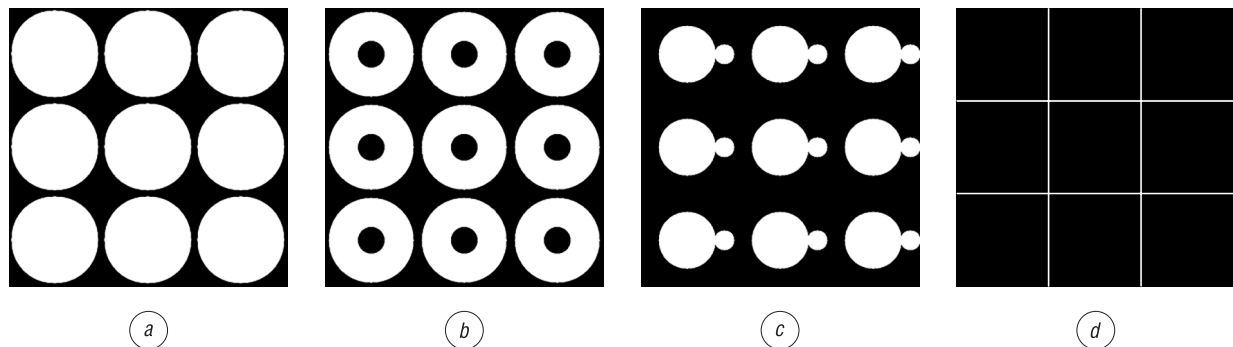


Рис. 3. Бинарные маски: *a* – для АСМ-1, *b* – для АСМ-2, *c* – для АСМ-3 при неполной сегментации, *d* – для АСМ-1 – АСМ-3 при полной сегментации

Fig. 3. Binary masks: *a* – for AFM-1, *b* – for AFM-2, *c* – for AFM-3 with incomplete segmentation, *d* – for AFM-1 – AFM-3 with complete segmentation

Для маски, эквивалентной тестовым АСМ-изображениям фрагментов сфер (см. рис. 1), значение S_E вычисляется с помощью выражения $S_E = \lceil 2\pi R_E i \rceil$, где R_E – наибольший радиус фрагмента сферы или тора (в пикселах) на уровне подложки; $\lceil \cdot \rceil$ – операция округления до ближайшего целого с избытком.

На рис. 4–11 приведены изображения матриц сегментации трех тестовых АСМ-изображений (значения элементов матриц сегментации преобразованы в яркости соответствующих пикселей).

На рис. 4, 5 показаны неполная и полная сегментация с помощью предложенного алгоритма ВОЛМА (реализации в среде Matlab и на языке программирования C++ с использованием

библиотеки OpenCV); на рис. 6 – неполная сегментация с помощью алгоритма МВА маркерного водораздела с автоматической расстановкой маркеров переднего и заднего фона на основе градиента, морфологических операций открытия и закрытия (реализация в Matlab) [20]; на рис. 7 – неполная сегментация с помощью алгоритма МВО маркерного водораздела под контролем оператора (реализация на С++) [22]; на рис. 8 – неполная сегментация с помощью алгоритма ВО выращивания областей с выбором начальных точек на основе гистограммы (реализация в Matlab) [13]; на рис. 9 – неполная сегментация с помощью алгоритма ВО (реализация на С++); на рис. 10 – неполная сегментация с помощью алгоритма ВСГ Винсента–Солли с предварительным вычислением градиента в восьмисвязной области (реализация в Matlab) [24]; на рис. 11 – сегментация с помощью алгоритма ВСК Винсента–Солли с выделением контуров областей и последующим их заполнением (реализация на С++) [25].

Для исследуемых алгоритмов в табл. 1 приведены значения нормированных ошибок E_O , E_I и E_S неполной сегментации, а в табл. 2 – время обработки. Из табл. 1 следует, что предложенный алгоритм ВОЛМА обеспечивает неполную сегментацию без ошибок. Остальные алгоритмы сегментируют все тестовые АСМ-изображения с ошибками. Реализация алгоритма ВСК не позволяет сегментировать АСМ-3. Ошибки полной сегментации АСМ-изображений с помощью предложенного алгоритма проявляются только на АСМ-1 (значение ошибки 0,6). Другие исследуемые алгоритмы полную сегментацию АСМ-изображений не обеспечивают.

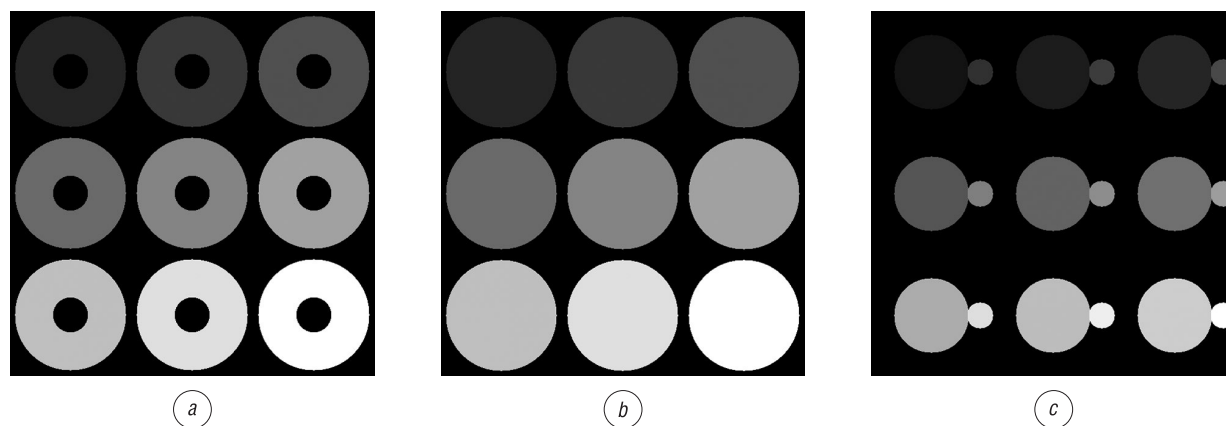


Рис. 4. Результаты неполной сегментации тестовых АСМ-изображений для предложенного алгоритма ВОЛМА (Matlab, OpenCV): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер
 Fig. 4. Results of incomplete segmentation of test AFM images for the proposed VOLMA algorithm (Matlab, OpenCV): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

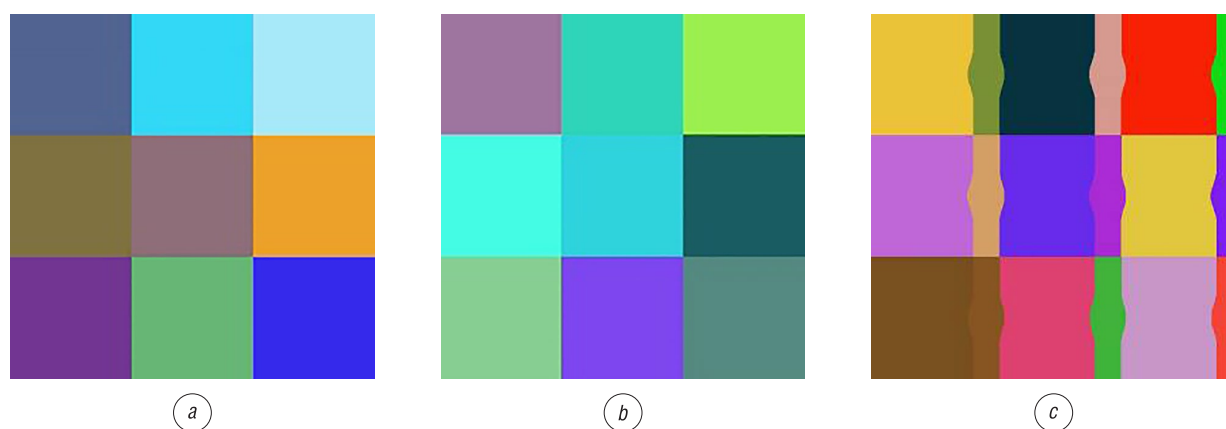


Рис. 5. Результаты полной сегментации тестовых АСМ-изображений для предложенного алгоритма ВОЛМА (Matlab, OpenCV): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер
 Fig. 5. Results of complete segmentation of test AFM images for the proposed VOLMA algorithm (Matlab, OpenCV): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

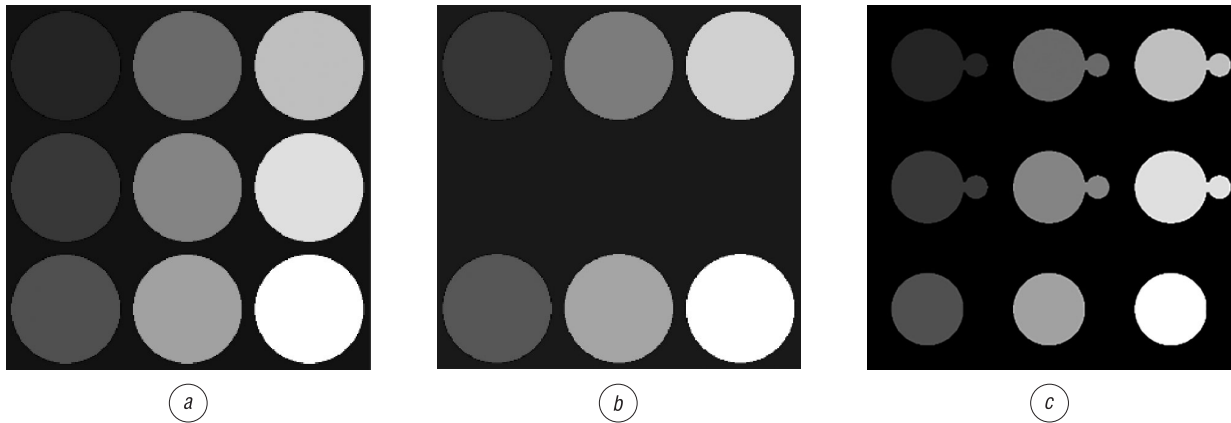


Рис. 6. Результаты неполной сегментации тестовых АСМ-изображений для алгоритма МВА маркерного водораздела с автоматической расстановкой маркеров (Matlab): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер

Fig. 6. Results of incomplete segmentation of test AFM images for the algorithm of the marker watershed with automatic placement of markers (Matlab): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

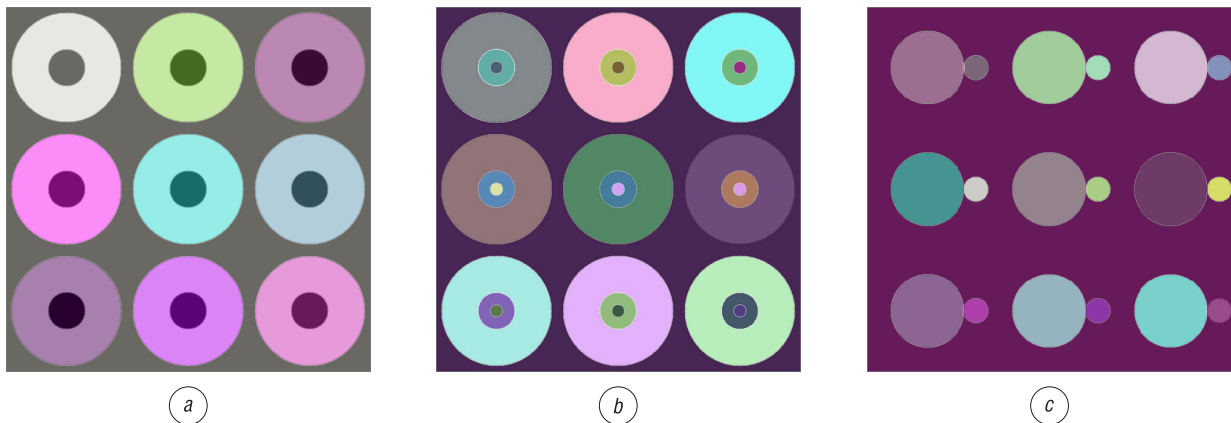


Рис. 7. Результаты неполной сегментации тестовых АСМ-изображений для алгоритма МВО маркерного водораздела под контролем оператора (C++): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер

Fig. 7. Results of incomplete segmentation of test AFM images for the algorithm of the marker watershed under operator control (Matlab): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

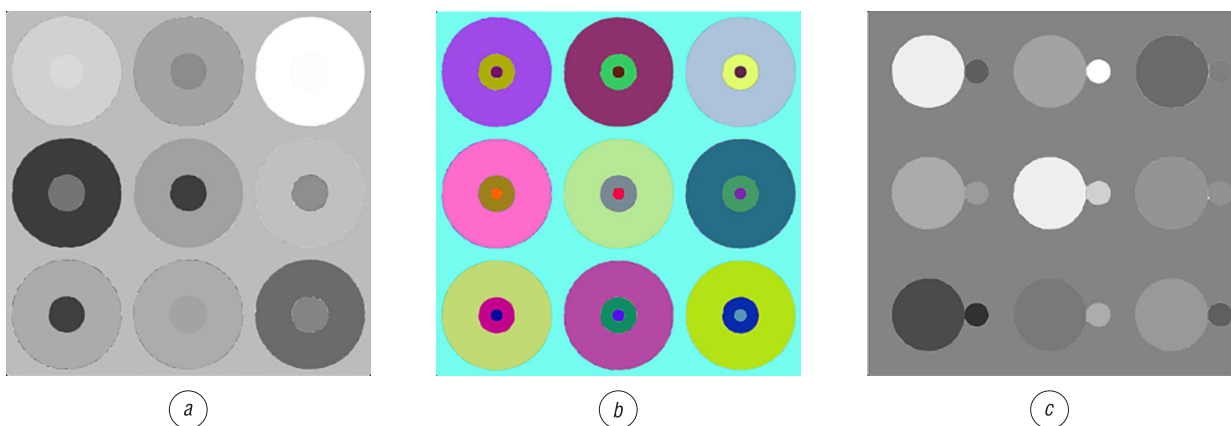


Рис. 8. Результаты неполной сегментации тестовых АСМ-изображений для алгоритма ВО выращивания областей (Matlab): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер

Fig. 8. Results of incomplete segmentation of test AFM images for the algorithm of growing regions (Matlab): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

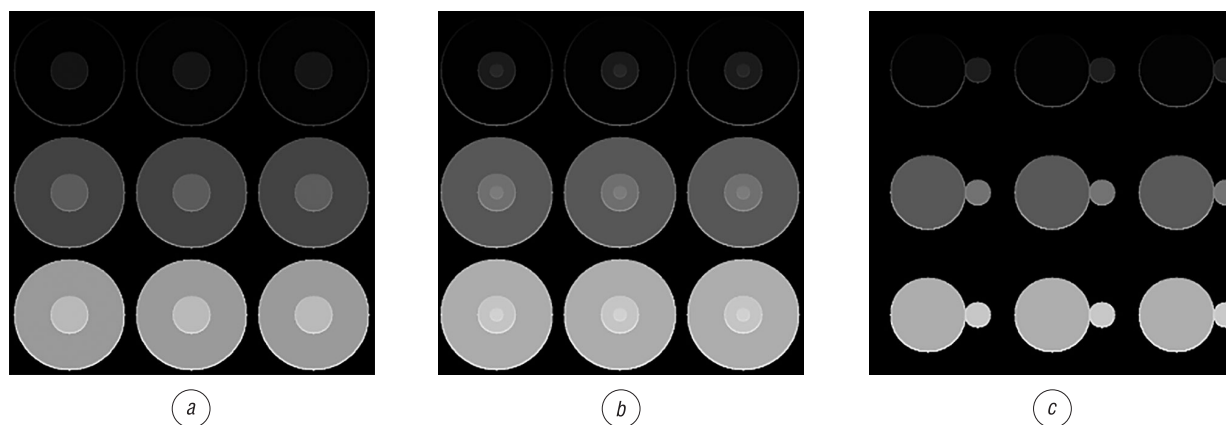


Рис. 9. Результаты неполной сегментации тестовых АСМ-изображений для алгоритма ВО выращивания областей (C++): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер
 Fig. 9. Results of incomplete segmentation of test AFM images for the algorithm of growing regions (Matlab): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

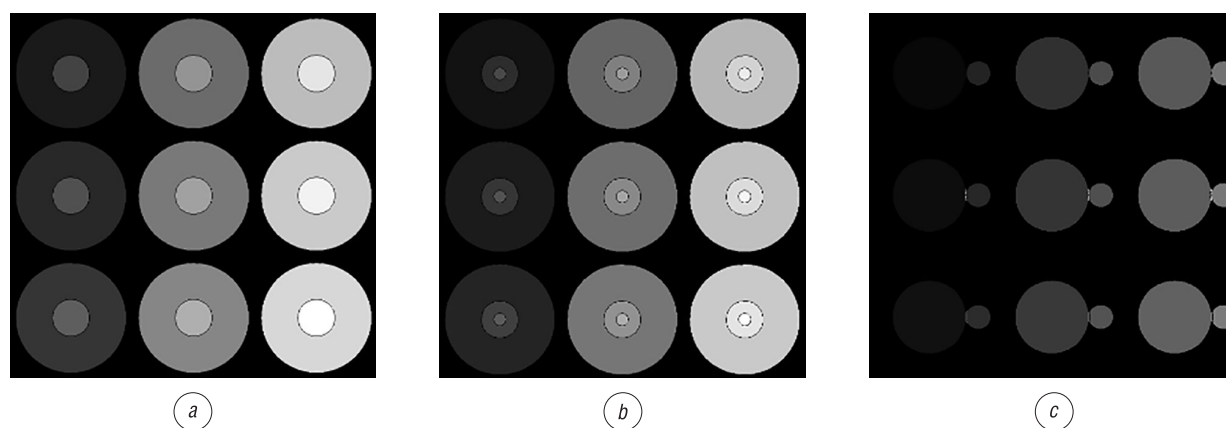


Рис. 10. Результаты неполной сегментации тестовых АСМ-изображений для алгоритма ВСГ водораздела Винсента–Солли с предварительным вычислением градиента (Matlab): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер
 Fig. 10. Results of incomplete segmentation of test AFM images for the algorithm of Vincent–Sollie watershed with preliminary gradient calculation (Matlab): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

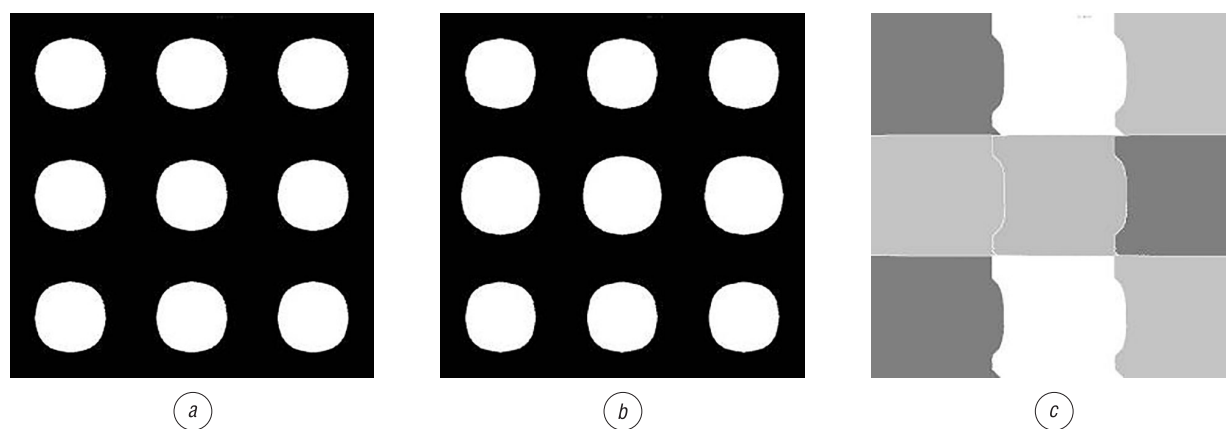


Рис. 11. Результаты сегментации тестовых АСМ-изображений для алгоритма ВСК водораздела Винсента–Солли с выделением контуров (C++): *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер
 Fig. 11. Results of segmentation of test AFM images for the algorithm of Vincent–Sollie watershed with selection of contours (C++): *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

Т а б л и ц а 1. Значения нормированных ошибок сегментации тестовых АСМ-изображений

T a b l e 1. The values of the normaized segmentation errors of the test AFM-images

Изображение	Ошибка	Значение нормированных ошибок сегментации ($\times 10^{-3}$) для алгоритмов							
		реализация в Matlab				реализация на C++			
		ВОЛМА	МВА	ВО	ВСГ	ВОЛМА	МВО	ВО	ВСК
АСМ-1	E_O	0	109,6	98,6	109,6	0	94,6	109,6	0,1
	E_I	0	44,3	52,0	46,1	0	0,5	81,7	0,6
	E_S	0	153,9	150,7	155,7	0	95,2	191,3	0,7
АСМ-2	E_O	0	0	0	43,7	0	10,2	0	0,5
	E_I	0	359,9	56,5	0	0	0	79,9	523,1
	E_S	0	359,9	56,5	43,7	0	10,2	79,9	523,6
АСМ-3	E_O	0	0	42,2	73,6	0	19,9	0	2034,9
	E_I	0	17,9	78,3	0	0	0	96,1	0
	E_S	0	17,9	78,3	73,6	0	19,9	96,1	2034,9

Т а б л и ц а 2. Время неполной сегментации тестовых АСМ-изображений

T a b l e 2. The time of incomplete segmentation of the test AFM-images

Изображение	Значение времени неполной сегментации (мс) для алгоритмов							
	реализация в Matlab				реализация на C++			
	ВОЛМА	МВА	ВО	ВСГ	ВОЛМА	МВО	ВО	ВСК
АСМ-1	23 117,1	442,9	287 707,8	0,523 (+287 707,8)	5957,0	293,6 (+4500)	8196,0	9848
АСМ-2	30 288,3	454,5	295 065,2	0,536 (+295 065,2)	7824,0	296,7 (+13 500)	9907,0	11 251
АСМ-3	26 438,9	492,0	250 362,5	0,503 (+250 362,5)	3907,0	301,5 (+9000)	6988,0	8368
Среднее по АСМ-1 – АСМ-3	26 614,9	463,1	277 711,8	277 712,3	5896,0	9297,3	8363,7	9822,3

Из табл. 1 следует, что некоторые тестовые АСМ-изображения с относительно небольшой ошибкой сегментирует алгоритм МСО маркерного водораздела под контролем оператора. Ошибки сегментации с помощью МСО сильно зависят от точности расстановки маркеров оператором. Однако данная операция требует значительных временных затрат, особенно при большом числе сегментов. В алгоритме МВА маркерного водораздела с автоматической расстановкой маркеров маркеры фона и объектов определяются на основе градиента, что приводит к резкому увеличению ошибки сегментации (в 3–30 раз в зависимости от типа изображения).

Из табл. 2 следует, что при реализации в Matlab предложенный алгоритм обеспечивает в среднем в 57 раз меньшую скорость работы по сравнению с маркерным водоразделом, и в 10 раз большую скорость работы по сравнению с алгоритмами выращивания областей и водораздела Винсента–Солли. При реализации на C++ предложенный алгоритм обеспечивает в среднем в 1,6 раза меньшую скорость работы по сравнению с маркерным водоразделом, в 1,4 и 1,7 раз большую скорость работы по сравнению с выращиванием областей и водоразделом по алгоритму Винсента–Солли соответственно (с учетом временных затрат на расстановку маркеров оператором и использованием дополнительных алгоритмов сегментации для определения номеров сегментов).

Полученные результаты сегментации тестовых АСМ-изображений сопоставлены с результатами работы программы Gwiddion [26] (рис. 12), в которой используется алгоритм Винсента–Солли. С помощью данной программы может быть реализована неполная сегментация АСМ-изображений без ошибок, однако это требует использования дополнительно размыва, вычисления и оценки градиента, предварительной инверсии значений яркости, заполнения оконтуренных фрагментов. Данные операции производятся под контролем оператора. Кроме того, полученные результаты представляют собой бинарную матрицу, в которой пикселям объектов соответствуют единичные элементы, что требует дополнительно сегментации по яркости для определения

номера каждому сегменту. Дополнительные операции и участие оператора приводят к значительным временным затратам.

Для оценки работы представленных алгоритмов сравним результаты их работы на оригинальных АСМ-изображениях, к которым применены алгоритмы выравнивания яркости и фильтрации (рис. 13–16).

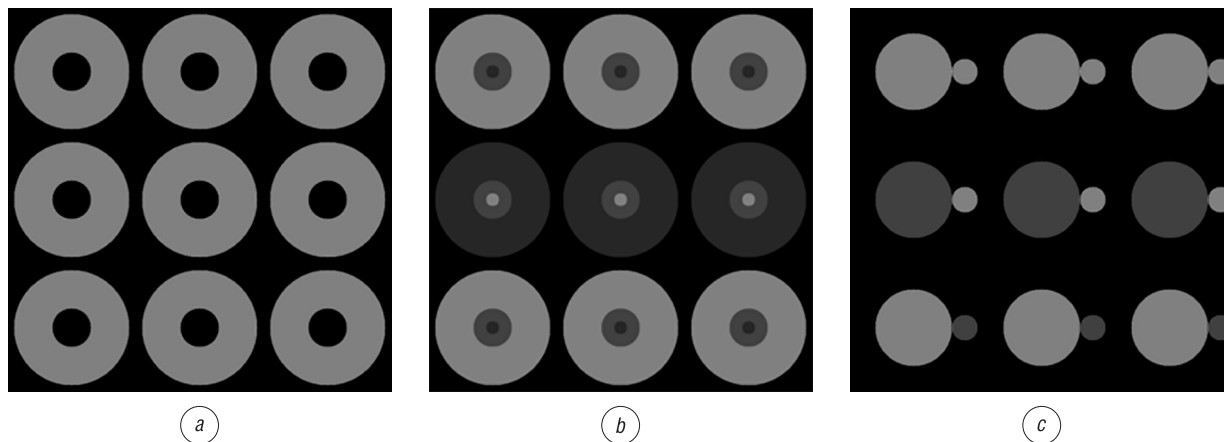


Рис. 12. Результаты сегментации с помощью программы Gwiddion и последующей обработки: *a* – 9 торов одинаковой высоты, *b* – 9 торов и пирамид из фрагментов сфер, *c* – комбинация 18 фрагментов сфер

Fig. 12. Results of segmentation using Gwiddion and post-processing: *a* – 9 tori of the same height, *b* – 9 tori and pyramids from spheres fragments, *c* – the combination of 18 spheres fragments

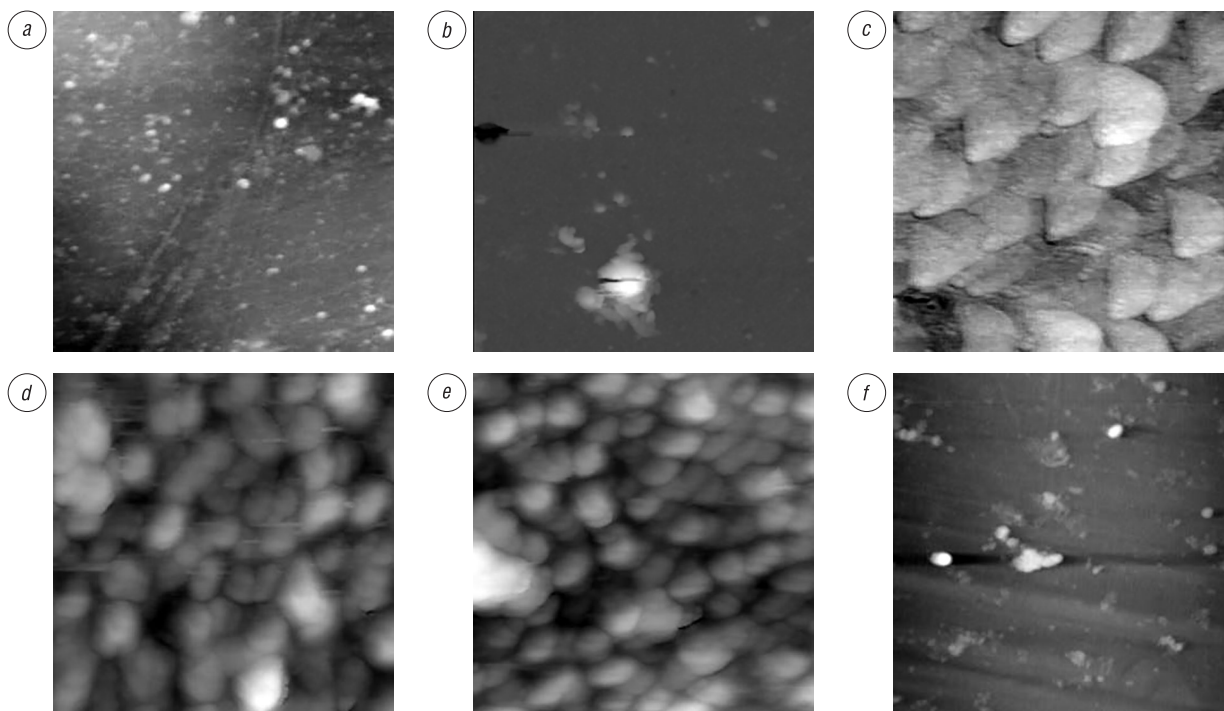


Рис. 13. Исходные АСМ-изображения в режиме топографии: *a* – поверхность полимера, размер поля сканирования 20×20 мкм; *b* – поверхность стекла с дефектами, размер поля сканирования 20×20 мкм; *c* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная затупленным зондом, размер поля сканирования 2×2 мкм; *d* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная новым зондом, первое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *e* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная измененным зондом, четвертое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *f* – поверхность полимера с волновым рельефом, размер поля сканирования 20×20 мкм

Fig. 13. Original AFM images in topography mode: *a* – polymer surface, the scanning field size is 20×20 μm ; *b* – glass surface with defects, the scanning field size is 20×20 μm ; *c* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made with a blunted probe, the scanning field size is 2×2 μm ; *d* – AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a new probe, first scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *e* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a modified probe, the fourth scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *f* – polymer surface with wave relief, the scanning field size is 20×20 μm

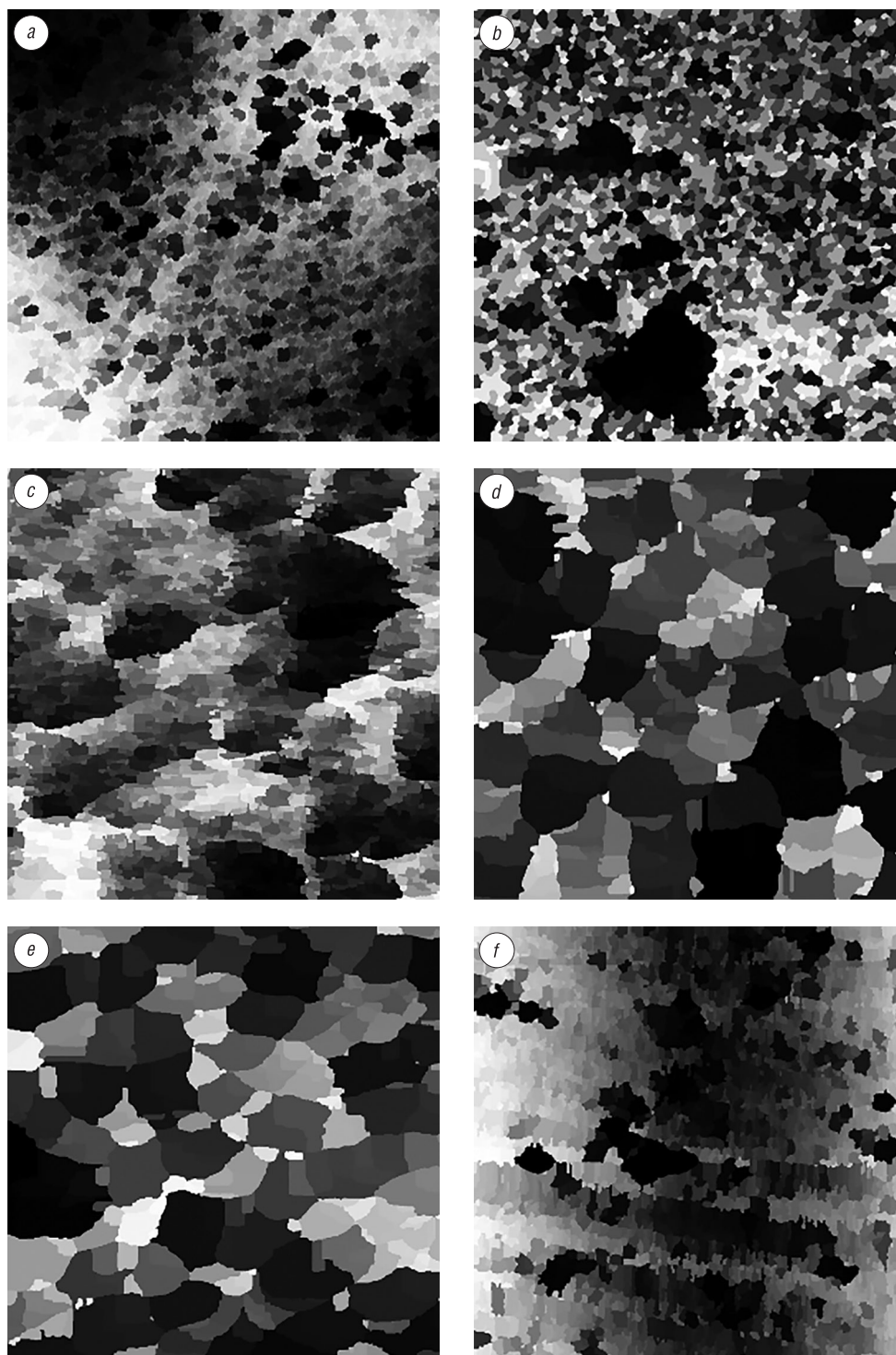


Рис. 14. Результат сегментации алгоритмом ВОЛМА: *a* – поверхность полимера, размер поля сканирования 20×20 мкм; *b* – поверхность стекла с дефектами, размер поля сканирования 20×20 мкм; *c* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная затупленным зондом, размер поля сканирования 2×2 мкм; *d* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная новым зондом, первое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *e* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная измененным зондом, четвертое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *f* – поверхность полимера с волновым рельефом, размер поля сканирования 20×20 мкм

Fig. 14. The results of the segmentation by algorithm VOLMA: *a* – polymer surface, the scanning field size is 20×20 μm ; *b* – glass surface with defects, the scanning field size is 20×20 μm ; *c* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made with a blunted probe, the scanning field size is 2×2 μm ; *d* – AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a new probe, first scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *e* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a modified probe, the fourth scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *f* – polymer surface with wave relief, the scanning field size is 20×20 μm

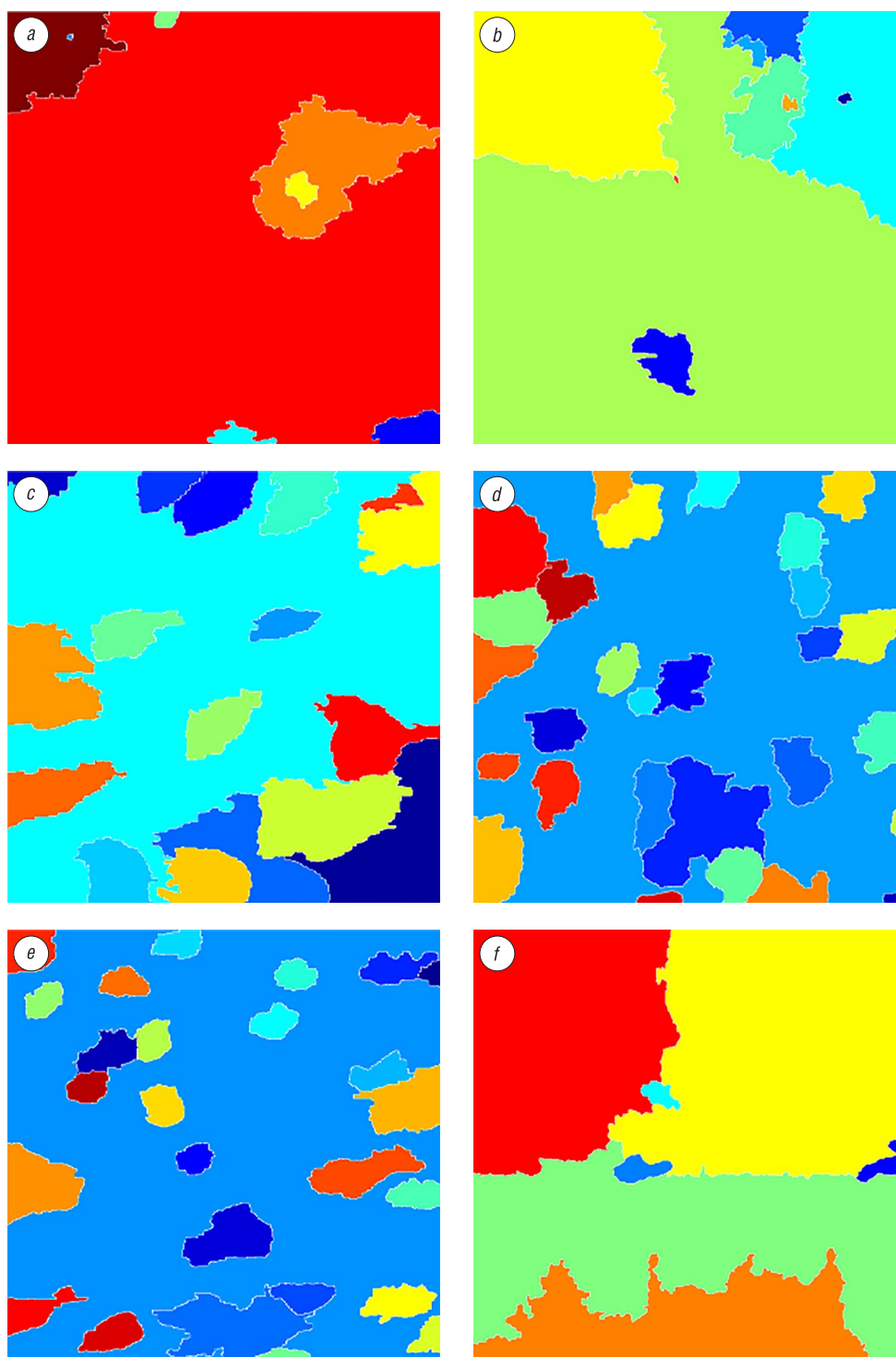


Рис. 15. Результат сегментации алгоритмом МВА: *a* – поверхность полимера, размер поля сканирования 20×20 мкм; *b* – поверхность стекла с дефектами, размер поля сканирования 20×20 мкм; *c* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная затупленным зондом, размер поля сканирования 2×2 мкм; *d* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная новым зондом, первое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *e* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная измененным зондом, четвертое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *f* – поверхность полимера с волновым рельефом, размер поля сканирования 20×20 мкм

Fig. 15. The results of the segmentation by algorithm MVA: *a* – polymer surface, the scanning field size is 20×20 μm ; *b* – glass surface with defects, the scanning field size is 20×20 μm ; *c* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made with a blunted probe, the scanning field size is 2×2 μm ; *d* – AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a new probe, first scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *e* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a modified probe, the fourth scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *f* – polymer surface with wave relief, the scanning field size is 20×20 μm

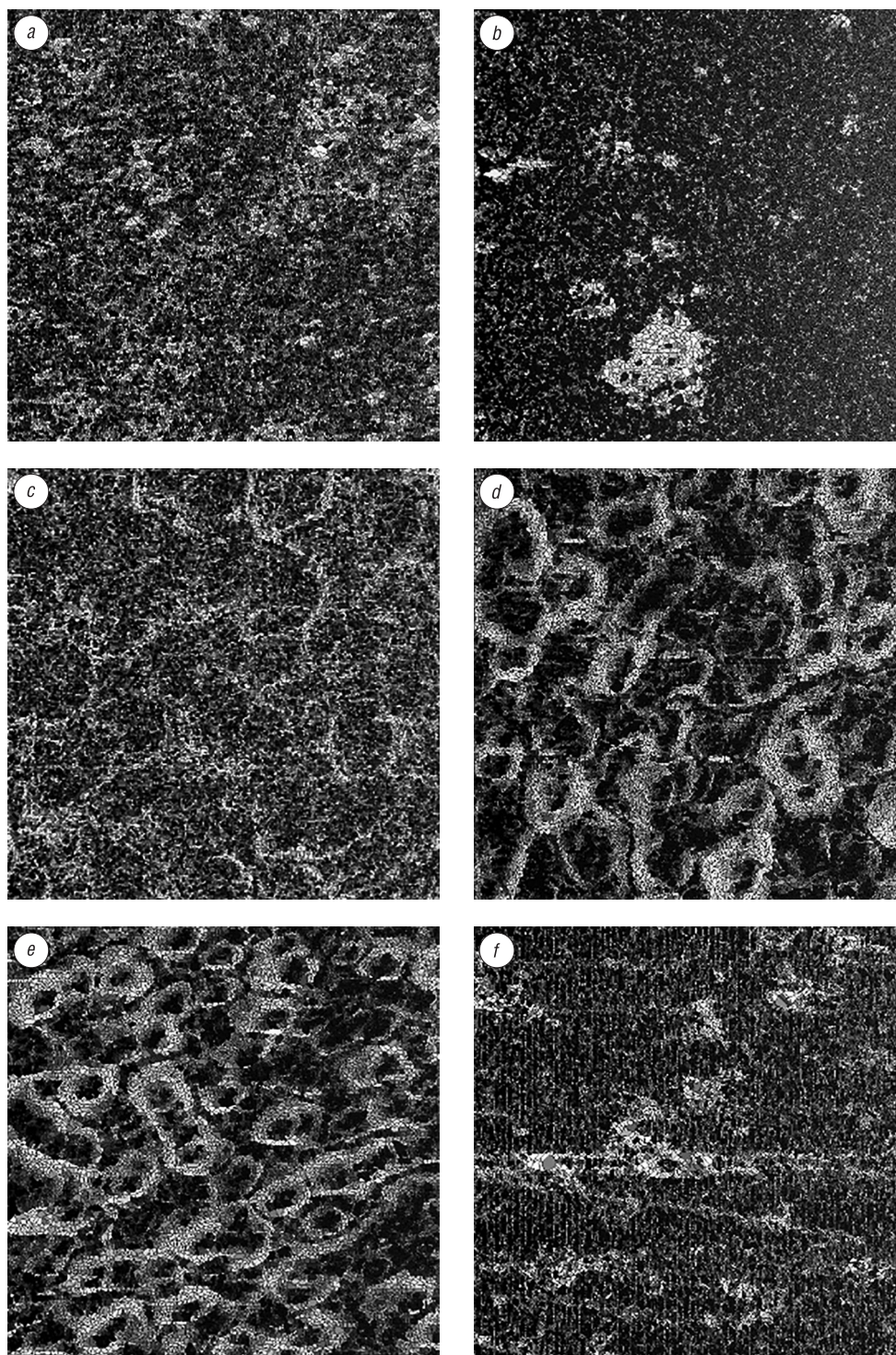


Рис. 16. Результат сегментации алгоритмом ВСК: *a* – поверхность полимера, размер поля сканирования 20×20 мкм; *b* – поверхность стекла с дефектами, размер поля сканирования 20×20 мкм; *c* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная затупленным зондом, размер поля сканирования 2×2 мкм; *d* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная новым зондом, первое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *e* – поверхность нанокристаллического покрытия AlSiN, выполненная измененным зондом, четвертое сканирование, размер поля сканирования 2×2 мкм; *f* – поверхность полимера с волновым рельефом, размер поля сканирования 20×20 мкм

Fig. 16. The results of the segmentation by algorithm VSK: *a* – polymer surface, the scanning field size is 20×20 μm ; *b* – glass surface with defects, the scanning field size is 20×20 μm ; *c* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made with a blunted probe, the scanning field size is 2×2 μm ; *d* – AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a new probe, first scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *e* – the AlSiN nanocrystalline coating surface, was made by a modified probe, the fourth scan, the scanning field size is 2×2 μm ; *f* – polymer surface with wave relief, the scanning field size is 20×20 μm

Как видно из рис. 13–16, алгоритм водораздела Винсента–Солли приводит к возникновению лишних сегментов. Особенно это проявляется на изображениях с нечеткими границами. Алгоритм морфологического маркерного водораздела без участия оператора приводит в свою очередь к недостаточной сегментации изображений, множество сегментов теряются. Разработанный алгоритм ВОЛМА дает возможность разбить исходное изображение на сегменты, однако он чувствителен к артефактам на изображении, которые могут привести к ложным сегментам на изображении.

Заключение. Разработан алгоритм сегментации АСМ-изображений на основе волнового выращивания областей локальных максимумов с выбором пикселей в порядке убывания значений. Сущность алгоритма состоит в использовании порога яркости, изменяющегося от максимума к минимуму, для выбора пикселей АСМ-изображения, которые образуют точки роста областей (локальные максимумы) или присоединяются к существующим областям (смежные с пикселями, включенными в области и имеющими такую же или большую яркость). Это позволяет устранить ошибки сегментации АСМ-изображений, характерные для алгоритмов маркерного водораздела (с автоматической и ручной расстановкой маркеров), выращивания областей, водораздела Винсента–Солли. В сравнении с алгоритмами выращивания областей и водораздела Винсента–Солли разработанный алгоритм обеспечивает повышение скорости сегментации в 1,4 и 1,7 раза соответственно при реализации на языке программирования C++. Из этого можно сделать вывод, что разработанный алгоритм увеличивает точность нахождения границ объектов находящихся на поверхности неорганических материалов, при этом существенно проигрывает в скорости работы.

Список использованных источников

1. Взаимосвязь микроструктурного состояния поверхности и механических свойств углеродных и металл-углеродных покрытий, формируемых плазмо-усиленным химическим вакуумным осаждением / В. В. Углов [и др.] // Перспективные материалы. – 2003. – №6. – С. 5–11.
2. Ion-beam coatings based on Ni and Cr with ultradispersed diamond – structure and properties / M. Andreyev [et al.] // Vacuum. – 2005. – Vol. 78, №2–4. – P. 451–454. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2005.01.067>
3. Особенности пойкилоцитоза, вызванного действием активных форм азота / М. Н. Стародубцева [и др.] // Проблемы здоровья и экологии. – 2006. – №2 (8). – С. 117–121.
4. Investigation of the structure of nanocrystalline refractory oxides by X-ray diffraction, electron microscopy and atomic force microscopy / T. M. Ulyanova [et al.] // Crystallography Reports. – 2006. – Vol. 51, Suppl. 1. – P. 144–149.
5. О свойствах стали, модифицированной углеродными наноматериалами / С. А. Жданок [и др.] // Инж.-физ. журн. – 2010. – Т. 83, №1. – С. 3–7.
6. Слепнева, Л. М. Дисперсность и морфология гидрозоля диоксида титана / Л. М. Слепнева, Т. А. Кузнецова // Наука и техника. – 2012. – №5. – С. 67–71.
7. Наноразмерная субструктура термообработанного высокопрочного чугуна / С. А. Чижик [и др.] // Инж.-физ. журн. – 2013. – Т. 86, №5. – С. 949–959.
8. Кузнецова, Т. А. Деформационное структурирование пленок алюминия при микроиндентировании / Т. А. Кузнецова, С. А. Чижик, А. Л. Худoley // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2014. – №12. – С. 46–56.
9. Получение порошка диоксида титана методом сольволиза и оценка его дисперсности / Л. М. Слепнева [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2015. – №1. – С. 10–15.
10. Surface microstructure of Mo(C)N coatings investigated by AFM / T. Kuznetsova [et al.] // J. Mater. Eng. Perform. – 2016. – Vol. 25, №12. – P. 5450–5459. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2390-z>
11. Geisse, N. A. AFM and Combined Optical Techniques / N. A. Geisse // Materials Today. – 2009. – Vol. 12, №7–8. – P. 40–45. [https://doi.org/10.1016/s1369-7021\(09\)70201-9](https://doi.org/10.1016/s1369-7021(09)70201-9)
12. Eaton, P. Atomic Force Microscopy / P. Eaton, P. West. – Oxford Univ. Press, 2010. – 257 p. <https://doi.org/10.1093/acprof:oso/9780199570454.001.0001>
13. Pratt, W. K. Digital Image Processing / W. K. Pratt. – 3th ed. – Los Altos, California: Jonh Willey & Sons, Inc., 2001. – 738 p. <https://doi.org/10.1002/0471221325>
14. Gonzalez, R. C. Digital Image Processing / R. C. Gonzalez, R. E. Woods. – Pearson Education, 2008. – 954 p.
15. Beucher, S. Use of watersheds in contour detection [Electronic resource] / S. Beucher, C. Lantuéjoul // Proc. International Workshop on Image Processing, Real-Time Edge and Motion Detection/Estimation, Rennes. – 1979. – Mode of access: <http://www.cmm.mines-paristech.fr/~beucher/publi/watershed.pdf> – Date of access: 02.04.2018.
16. Vincent, L. Watershed in Digital Spaces: an efficient algorithm based on immersion simulation / L. Vincent, P. Sollie // IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence. – 1991. – Vol. 13. – P. 583–598. <https://doi.org/10.1109/34.87344>

17. Jackway, P.T. Gradient watersheds in morphological scale space / P.T. Jackway // IEEE Transactions on Image Processing. – 1999. – Vol. 5, iss. 6 – P. 913–921. <https://doi.org/10.1109/83.503908>
18. Weickert, J. Efficient Image Segmentation using partial differential equations and morphology / J. Weickert // Pattern Recognition. – 2001. – Vol. 34, №9. – P. 1813–1824. [https://doi.org/10.1016/s0031-3203\(00\)00109-6](https://doi.org/10.1016/s0031-3203(00)00109-6)
19. Jung, C.R. Robust Watershed Segmentation using wavelets / C.R. Jung, J. Scharcanski // Image and Vision Computing. – 2005. – Vol. 23, №7. – P. 661–669. <https://doi.org/10.1016/j.imavis.2005.03.001>
20. Marker-Controlled Watershed Segmentation [Electronic resource] // MathWork. – Mode of access: <https://www.mathworks.com/help/images/examples/marker-controlled-watershed-segmentation.html> – Date of access: 02.04.2018
21. Альмияхи, О.М. Сегментация изображений на основе волнового выращивания областей / О.М. Альмияхи, В.Ю. Цветков, В.К. Конопелько // Доклады БГУИР. – 2016. – №3 (97). – С. 24–30.
22. Watershed segmentation algorithm in OpenCV [Electronic resource] // Github. – Mode of access: <https://github.com/AlmogDavid/fellowQuad/blob/1d26f32ba44cba0426af6e6c40bcd73e0db6f9ba/opencv/Source.cpp> – Date of access: 02.04.2018.
23. Region Growing Algorithm [Electronic resource] // Github. – Mode of access: <https://github.com/emreozanalkan/RegionGrowingAlgorithm> – Date of access : 02.04.2018.
24. Watershed [Electronic resource] // MathWork. – Mode of access: https://www.mathworks.com/help/images/ref/watershed.html?s_tid=srchtitle – Date of access: 02.04.2018.
25. Watershed [Electronic resource] // Github. – Mode of access: <https://github.com/keke2014/Watershed> – Date of access: 02.04.2018.
26. Gwiddion [Electronic resource]. – Mode of access: <http://gwyddion.net> – Date of access: 02.04.2018.

References

1. Uglov V. V., Anishchik V. M., Kuleshov A. K., Polo I., Tieri F., Peletie Z., Kuznetsova T. A., Samtsov M. P., Dub S. N., Novitskaja M. V. Interrelation of surface microstructural state and mechanical characteristics of carbon and metal-carbon coatings formed by plasma-enhanced chemical vacuum deposition. *Perspektivnye Materialy*, 2003, no. 6, pp. 5–11 (in Russian).
2. Andreyev M., Anishchik V., Markova L., Kuznetsova T. Ion-beam coatings based on Ni and Cr with ultradispersed diamond – structure and properties. *Vacuum*, 2005, vol. 78, no. 2–4, pp. 451–454. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2005.01.067>
3. Starodubtseva M. N., Kuznetsova T. G., Kuznetsova T. A., Ellori Dzh. K., Cherenkevich S. N., Abetkovskaya S. O. Peculiarities of poikilocytosis induced by reactive nitrogen species action. *Problemy zdorov'ya i ekologii = Problems of Health and Ecology*, 2006, no. 2 (8), pp. 117–121 (in Russian).
4. Ulyanova T. M., Titova L. V., Medichenko S. V., Zonov Yu. G., Konstantinova T. E., Glazunova V. A., Doroshkevich A. S., Kuznetsova T. A. Investigation of the structure of nanocrystalline refractory oxides by X-ray diffraction, electron microscopy and atomic force microscopy. *Crystallography Reports*, 2006, vol. 51, suppl. 1, pp. 144–149. <https://doi.org/10.1134/s1063774506070212>
5. Zhdanok S. A., Sviridenok A. I., Ignatovskiy M. I., Krauklis A. V., Kuznetsova T. A., Chizhik S. A., Borisevich K. O. On the properties of a steel modified with carbon nanomaterials. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2010, vol. 83, iss. 1, pp. 1–5. <https://doi.org/10.1007/s10891-010-0312-8>
6. Slepneva L. M., Kuznetsova T. A. Dispersibility and Morphology of Titanium Dioxide Hydrosols. *Nauka i tekhnika = Science and Technology*, 2012, no. 5, pp. 3–7 (in Russian).
7. Chizhik S. A., Kuznetsova T. A., Khudoley A. L., Komarov A. I., Komarova V. I., Vasilenko M. S. Nanosized substructure of heat-treated high-strength cast iron. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2013, vol. 86, iss. 5, pp. 1008–1019. <https://doi.org/10.1007/s10891-013-0922-z>
8. Kuznetsova T. A., Chizhik S. A., Khudoley A. L. Deformation structuring of aluminum films during microindentation. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2014, vol. 8, no. 6, pp. 1275–1285. <https://doi.org/10.1134/s1027451014050115>
9. Slepneva L. M., Kuznetsova T. A., Gorbunova V. A., Slepnev G. E., Chizhik S. A. Production of titanium dioxide powder by solvolysis method and estimation of its dispersion. *Vestsi Natsyyanal' nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2015, no. 1, pp. 10–15 (in Russian).
10. Kuznetsova T., Zubar T., Chizhik S., Gilewicz A., Lupicka O., Warcholinski B. Surface microstructure of Mo(C)N coatings investigated by AFM. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, vol. 25, no. 12, pp. 5450–5459. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2390-z>
11. Geisse N. A. AFM and Combined Optical Techniques. *Materials Today*, 2009, vol. 12, no. 7–8, pp. 40–45. [https://doi.org/10.1016/s1369-7021\(09\)70201-9](https://doi.org/10.1016/s1369-7021(09)70201-9)
12. Eaton P., West P. *Atomic Force Microscopy*. Oxford University Press, 2010. 257 p. <https://doi.org/10.1093/acprof:oso/9780199570454.001.0001>
13. Pratt W. K. *Digital Image Processing*. 3th ed. Los Altos, California, Jonh Willey & Sons, Inc., 2001. 738 p.
14. Gonzalez R. C., Woods R. E. *Digital Image Processing*. Pearson Education, 2008. 954 p.
15. Beucher S., Lantuéjoul C. Use of watersheds in contour detection. *Proc. International Workshop on Image Processing, Real-Time Edge and Motion Detection/Estimation, Rennes. 1979*. Available at: <http://www.cmm.mines-paristech.fr/~beucher/publi/watershed.pdf> (accessed 2 April 2018).
16. Vincent L., Soille P. Watershed in Digital Spaces: an efficient algorithm based on immersion simulation. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 1991, vol. 13, pp. 583–598. <https://doi.org/10.1109/34.87344>
17. Jackway P. T. Gradient watersheds in morphological scale space. *IEEE Transactions on Image Processing*, 1996, vol. 5, iss. 6, pp. 913–921. <https://doi.org/10.1109/83.503908>

- 18 Weickert J. Efficient Image Segmentation using partial differential equations and morphology. *Pattern Recognition*, 2001, vol. 34, no. 9, pp. 1813–1824. [https://doi.org/10.1016/s0031-3203\(00\)00109-6](https://doi.org/10.1016/s0031-3203(00)00109-6)
- 19 Jung C. R., Scharcanski J. Robust Watershed Segmentation using wavelets. *Image and Vision Computing*, 2005, vol. 23, no. 7, pp. 661–669. <https://doi.org/10.1016/j.imavis.2005.03.001>
20. Marker-Controlled Watershed Segmentation. *MathWork*. Available at: <https://www.mathworks.com/help/images/examples/marker-controlled-watershed-segmentation.html> (accessed 2 April 2018).
21. Almiyahi O. M., Tsviatkou V. Yu., Kanapelka V. K. Image segmentation based on the wave region growing. *Doklady BGUIR*, 2016, vol. 3 (97), pp. 24–30 (in Russian).
22. Watershed segmentation algorithm in OpenCV. *Github*. Available at: <https://github.com/AlmogDavid/fellowQuad/blob/Id26f32ba44cba0426af6e6c40bcd73e0db6f9ba/opencv/Source.cpp> (accessed 2 April 2018).
23. Region Growing Algorithm. *Github*. Available at: <https://github.com/emreozanalkan/RegionGrowingAlgorithm> (accessed 2 April 2018).
24. Watershed. *MathWork*. Available at: https://www.mathworks.com/help/images/ref/watershed.html?s_tid=srchtitle (accessed 2 April 2018).
25. Watershed. *Github*. Available at: <https://github.com/keke2014/Watershed> (accessed 2 April 2018).
26. *Gwiddion*. Available at: <http://gwyddion.net> (accessed 2 April 2018).

Інфармацыя аб аўтарах

Рабцевіч Вioлетта Віктаровна – асістэнт кафедры інфокоммуникационных технологий, Беларускі ўніверсітэт інфарматыкі і радыоэлектронікі (ул. П. Бровкі, 6, 220013, Мінск, Рэспубліка Беларусь). E-mail: rabceviv@gmail.com

Цветков Віктор Юрьевич – доктар тэхнічных навук, прафесар, заведучы кафедрой інфокоммуникационных технологий, Беларускі ўніверсітэт інфарматыкі і радыоэлектронікі (ул. П. Бровкі, 6, 220013, Мінск, Рэспубліка Беларусь). E-mail: vtsvet@bsuir.by

Кузнецова Татьяна Анатольевна – кандыдат тэхнічных навук, доцент, заступнік заведучага лабараторыі нанопроцэсаў і тэхналогій, Інстытут цепло- і масаобмена імя А. В. Лыкова Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі (ул. П. Бровкі, 15, 220072, Мінск, Рэспубліка Беларусь). E-mail: kuzn06@mail.ru

Чижик Сергей Антонович – акадэмік Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі, доктар тэхнічных навук, прафесар, першы заступнік Прэзідэнта Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі (пр. Незавісímости, 66, 220072, Мінск, Рэспубліка Беларусь); глaвнýй наўчнýй сoтpуднїк, Інстытут цепло- і масаобмена імя А. В. Лыкова (ул. П. Бровкі, 15, 220072, Мінск, Рэспубліка Беларусь). E-mail: chizhik_sa@tut.by

Information about the authors

Violetta V. Rabtsevich – Assistant of the Department of Infocommunication Technologies, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Brovka Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: rabceviv@gmail.com

Viktar Yu. Tsviatkou – D. Sc. (Engineering), Professor, Head of the Department of Infocommunication Technologies, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Brovka Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: vtsvet@bsuir.by

Tatiana A. Kuznetsova – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Deputy of Head of the Laboratory of Nanoprocesses and Technologies, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (15, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: kuzn06@mail.ru

Sergey A. Chizhik – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, First Deputy Chairman of the Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus (66, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus); Chief Researcher, A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (15, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: chizhik_sa@tut.by

В. М. Артемьев, А. О. Наумов, Л. Л. Кохан

Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

СИНТЕЗ ДИАГРАММ НАПРАВЛЕННОСТИ АНТЕНН РЛС С ЛИНЕЙНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ ЛУЧА И АМПЛИТУДНОЙ ОБРАБОТКОЙ СИГНАЛОВ

Аннотация. В радиолокационных станциях (РЛС) с линейным сканированием луча угловая разрешающая способность определяется шириной диаграммы направленности антенны. Традиционным путем ее увеличения является повышение размеров апертуры антенны, что ограничивается техническими возможностями. Достичь увеличения угловой разрешающей способности можно путем использования специальных методов обработки принятых сигналов, позволяющих синтезировать диаграмму направленности с желаемой шириной. Цель работы состояла в разработке метода синтеза диаграммы направленности в РЛС с линейным сканированием луча и амплитудной обработкой сигналов.

Предлагается метод синтеза диаграммы с заданной шириной, определяемой расстоянием между нулями первых боковых лепестков. Это достигается путем одновременной весовой обработки задержанных во времени сигналов на выходе приемника и их суммирования. Метод синтеза диаграммы основан на выборе критерия оптимальности путем минимизации квадратичной функции потерь. В состав функции входит слагаемое, обеспечивающее минимизацию дисперсии шумов на выходе приемника, а также слагаемые, учитывающие линейные ограничения на амплитуду диаграммы направленности и ее ширину. Решение задачи осуществляется на основе метода неопределенных множителей Лагранжа с линейными ограничениями. Получены структурная схема формирования диаграммы направленности, соответствующая схеме трансверсального фильтра, и уравнения для нахождения ее оптимальных параметров.

Возможности метода показаны на модельных примерах синтеза диаграмм направленности при различном числе каналов измерений. Полагается, что исходная диаграмма описывается гауссовой функцией. Рассмотрены случаи равномерного и неравномерного положения исходных лучей в диапазоне ширины исходной диаграммы. Исследована зависимость отношения сигнал/шум от количества диаграмм направленности и амплитуд боковых лепестков.

Ключевые слова: угловая разрешающая способность, диаграмма направленности антенны, ширина диаграммы направленности, оптимизация, метод множителей Лагранжа

Для цитирования: Артемьев, В. М. Синтез диаграмм направленности антенн РЛС с линейным сканированием луча и амплитудной обработкой сигналов / В. М. Артемьев, А. О. Наумов, Л. Л. Кохан // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 232–239. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-232-239>

V. M. Artemiev, A. O. Naumov, L. L. Kokhan

Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

SYNTHESIS OF RADAR ANTENNA PATTERNS WITH LINEAR BEAM SCANNING AND AMPLITUDE SIGNAL PROCESSING

Abstract. In radars with linear beam scanning the angular resolution is determined by the width of the antenna pattern. The traditional way to increase this resolution is to enlarge the size of the antenna aperture, which is limited by technical capabilities. It is possible to achieve an increase in the angular resolution by using special methods for processing the received signals, which make it possible to synthesize the antenna pattern with the desired width. The aim of the work was to develop such method for synthesizing of radar antenna pattern with linear beam scanning and amplitude signal processing. A method for the synthesis of the antenna patterns with a given width, determined by the distance between the zeros of the first side lobes is proposed. This is reached by simultaneous processing of delayed signals in the output of the receiver and its summations. The method of pattern synthesis is based on the choice of the optimality criterion by minimizing the quadratic loss function. This function includes a term that minimizes the noise variance at the output of the receiver, as well as terms that take into account linear restrictions on the antenna pattern amplitude and width. The solution to the problem is carried out on the basis of the method of Lagrange multipliers with linear constraints.

The capabilities of the method are shown in model examples of the synthesis of antenna patterns with different number of measurement channels. It is assumed that the initial diagram is described by a Gaussian function. The cases of uniform and nonuniform distribution of angles in the range of the initial antenna pattern are considered. The dependence of the signal-to-noise ratio on the number of directional patterns and the amplitude of the side lobes is investigated.

Keywords: angular resolution, antenna pattern, width of antenna pattern, optimization, method of Lagrange multipliers

For citation: Artemiev V. M., Naumov A. O., Kokhan L. L. Synthesis of radar antenna patterns with linear beam scanning and amplitude signal processing. *Vestsi Natsyyanal' nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 232–239 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-232-239>

Введение. Угловая разрешающая способность радиолокационных станций (РЛС) определяется шириной диаграммы направленности антенны [1]. Часто эта величина не удовлетворяет желаемым тактико-техническим требованиям, предъявляемым к системе, и традиционным путем ее увеличения является повышение размеров апертуры антенны, что ограничивается техническими возможностями. Достичь увеличения угловой разрешающей способности можно путем использования специальных методов обработки принятых сигналов, позволяющих синтезировать диаграмму направленности (ДН) с меньшей шириной. Синтезированные ДН используются в РЛС с фазированными антенными решетками (ФАР) путем фазовой обработки сигналов, поступающих от разнесенных в пространстве парциальных антенн и приемников, которые образуют многоканальную систему обработки [2]. В то же время широко используются РЛС с линейным сканированием лучей и амплитудной обработкой сигналов, например станции кругового обзора. Вопросы синтеза узкополосных ДН в таких системах в литературе не рассматривались. Данная работа посвящена решению этой задачи и нахождению алгоритмов синтеза ДН с заданной шириной.

Формулировка задачи. Диаграмма направленности антенны РЛС с шириной луча 2γ изображена на рис. 1 сплошной кривой.

Полагаем, что сканирование осуществляется по часовой стрелке с центром в точке O и угловой скоростью ω (градус/с), а положения оси ДН в дискретные моменты времени $k = 0, 1, 2, \dots$ показаны на рис. 1 штриховыми линиями для моментов $k - n, k - n + 1, \dots, k$, где n – нечетное число положений оси в пределах угла 2γ . В качестве оси синтезированной ДН в момент k принимается направление, соответствующее моменту $0,5(k + 1)\tau$, где τ – интервал времени между измерениями. В дальнейшем этот интервал полагается равным единице. Угловые положения ДН относительно этой оси в различные моменты времени обозначаются через $\alpha_i, i = 1, n$. Пусть направление прихода волны от объекта находится под постоянным углом ϑ . Функция, описывающая i -ю ДН, обозначается $f_i(\vartheta - \alpha_i)$, которая в частном случае может быть одинаковой для всех значений i . Эта функция полагается четной, то есть $f(\vartheta - \alpha_i) = f(-\vartheta + \alpha_i)$, и нормированной $f(0) = 1$. Амплитуда сигнала на выходе линейного приемника имеет величину $u_i(\vartheta) = u f_i(\vartheta - \alpha_i)$, где u является амплитудой сигнала от объекта на входе.

Для получения синтезированной ДН (СДН) обработка сигналов осуществляется за интервал времени n . Посредством цепочки из линий задержки на один интервал измерений, равный единице, накапливается n измерений (момент k на рис. 1). Каждый сигнал умножается на весовой коэффициент K_i , и затем эти результаты суммируются, образуя итоговый сигнал $u \sum_{i=1}^n K_i f_i(\vartheta - \alpha_i)$. В дальнейшем без потери общности полагается, что амплитуда $u = 1$. Синтезированная диаграмма направленности $F(\vartheta)$ определяется формулой

$$F(\vartheta) = \sum_{i=1}^n K_i f_i(\vartheta - \alpha_i). \quad (1)$$

Схема формирования СДН приведена на рис. 2. Здесь и далее символом z^{-1} обозначается задержка на период измерений.

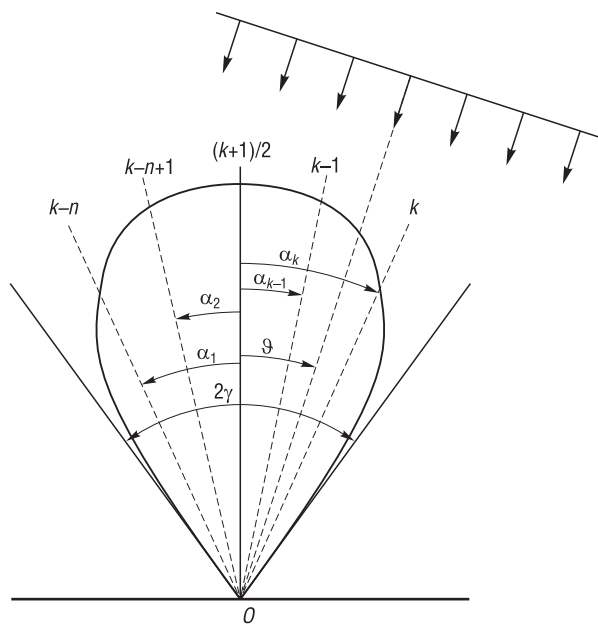


Рис. 1. Диаграмма направленности антенны РЛС и положения ее оси в дискретные моменты времени
Fig. 1. Radar antenna pattern and the positions of its axis in discrete time moments

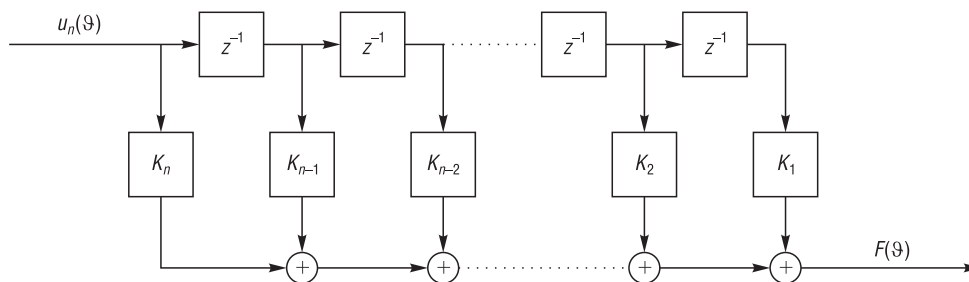


Рис. 2. Схема формирования синтезированной диаграммы направленности
 Fig. 2. Scheme of formation of synthesized antenna pattern

Данная схема соответствует трансверсальному фильтру с весовыми коэффициентами K_i [3]. Задача исследования состоит в выборе величин коэффициентов K_i , удовлетворяющих определенному критерию оптимальности, который обеспечивает повышение угловой разрешающей способности.

Алгоритм синтеза СДН. Решение поставленной задачи предполагает использование совокупности из n сигналов в соответствии со схемой на рис. 2. Критерием оптимальности является условие минимизации функции потерь, учитывающей необходимость получения СДН с шириной 2β меньшей, чем у исходной ДН, равной 2γ . Задача синтеза может быть решена методом наименьших квадратов (МНК) [4]. В этом случае используется квадратичная функция потерь, состоящая из двух частей: квадратичной функции минимизации и линейных ограничений.

Предполагаем, что шумы на выходе приемника являются дискретным белым шумом, статистически независимым в различные моменты времени k и одинаковыми дисперсиями. Это предположение обусловлено тем, что во все моменты измерений используется один и тот же приемник и его характеристики с течением времени не изменяются. Тогда дисперсия белого шума на выходе схемы, изображенной на рис. 2, будет пропорциональна сумме квадратов весовых коэффициентов

$$\delta^2 = \sum_{i=1}^n K_i^2. \tag{2}$$

Величина δ определяет изменение отношения сигнал/шум на выходе. В качестве квадратичной составляющей функции потерь можно выбрать функцию δ^2 , обеспечивающую минимизацию дисперсии шумов на выходе.

В дополнение к ней можно предложить ряд функций ограничений. Во-первых, для получения центрированной СДН ($F(\vartheta = 0) = 1$) необходимо выполнение равенства, вытекающего из формулы (1):

$$\sum_{i=1}^n K_i f_i(\alpha_i) = 1. \tag{3}$$

Ширину 2β будем определять расстоянием между ближайшими точками пересечения функции СДН нулевого уровня, то есть между точками появления первых боковых лепестков. Тогда в качестве второго ограничения используется равенство

$$\sum_{i=1}^n K_i f_i(\pm\beta - \alpha_i) = 0. \tag{4}$$

Минимизация квадратичной функции (2) при линейных ограничениях (3) и (4) осуществляется методом неопределенных множителей Лагранжа [5]. В этом случае функция потерь принимает вид

$$J(K) = \sum_{i=1}^n K_i^2 + \lambda_1 \left[\sum_{i=1}^n K_i f_i(\alpha_i) - 1 \right] + \lambda_2 \left[\sum_{i=1}^n K_i f_i(\beta - \alpha_i) \right] + \lambda_3 \left[\sum_{i=1}^n K_i f_i(-\beta - \alpha_i) \right], \tag{5}$$

где λ_1 , λ_2 , и λ_3 – неопределенные множители.

Нахождение оптимальных весовых коэффициентов K_j производится путем минимизации функции потерь (5) на основе решения уравнений необходимых условий оптимальности:

$$\frac{\partial J(K)}{\partial K_j} = 0; \quad j = \overline{1, n}$$

при фиксированных значениях λ . Они приводятся к виду

$$\frac{\partial J(K)}{\partial K_j} = 2K_j + \lambda_1 f_j(\alpha_j) + \lambda_2 f_j(\beta - \alpha_j) + \lambda_3 f_j(-\beta - \alpha_j) = 0, \quad j = \overline{1, n}. \quad (6)$$

Из этих выражений находим уравнение для оптимальных весовых коэффициентов:

$$K_j = -0,5 \left[\lambda_1 f_j(\alpha_j) + \lambda_2 f_j(\beta - \alpha_j) + \lambda_3 f_j(-\beta - \alpha_j) \right], \quad (7)$$

где множители λ еще не определены. Для их нахождения используются уравнения ограничений (3) и (4) при подстановке в них выражения (7). В итоге приходим к системе из трех линейных уравнений для неопределенных коэффициентов:

$$\begin{aligned} \lambda_1 a_n + \lambda_2 d_n + \lambda_3 e_n &= -2; \\ \lambda_1 d_n + \lambda_2 b_n + \lambda_3 g_n &= 0; \\ \lambda_1 e_n + \lambda_2 g_n + \lambda_3 c_n &= 0. \end{aligned} \quad (8)$$

Здесь используются следующие обозначения:

$$\begin{aligned} a_n &= \sum_{i=1}^n f_i^2(\alpha_i); \quad b_n = \sum_{i=1}^n f_i^2(\beta - \alpha_i); \quad c_n = \sum_{i=1}^n f_i^2(-\beta - \alpha_i); \\ d_n &= \sum_{i=1}^n f_i(\alpha_i) f_i(\beta - \alpha_i); \quad e_n = \sum_{i=1}^n f_i(\alpha_i) f_i(-\beta - \alpha_i); \\ g_n &= \sum_{i=1}^n f_i(\beta - \alpha_i) f_i(-\beta - \alpha_i). \end{aligned} \quad (9)$$

Решение системы уравнений (8) имеет вид

$$\begin{aligned} \lambda_1 &= -2 \left[a_n - \frac{c_n^2 d_n^2 - 2c_n d_n e_n g_n + b_n c_n e_n^2}{c_n (b_n c_n - g_n^2)} \right]^{-1}; \\ \lambda_2 &= -\lambda_1 \left(\frac{c_n d_n - e_n g_n}{b_n c_n - g_n^2} \right); \\ \lambda_3 &= -\lambda_1 \frac{1}{c_n} \left(e_n - g_n \frac{c_n d_n - e_n g_n}{b_n c_n - g_n^2} \right). \end{aligned} \quad (10)$$

С учетом полученных значений λ оптимальные весовые коэффициенты находятся по формуле (7), что обеспечивает минимальное значение дисперсии шумов и ширину СДН, равную 2β . Однако следует отметить, что в результате синтеза отношение сигнал/шум на выходе по отношению к этой величине на входе каждого канала уменьшится в δ раз и увеличится амплитуда боковых лепестков СДН. При этом измерения угловых координат происходят с запаздыванием на время $\gamma \cdot \omega$. Эти факторы являются «платой» за повышение угловой разрешающей способности.

Результаты моделирования. В качестве примера использования предложенной методики рассмотрим случай, когда исходная ДН описывается гауссовой функцией, одинаковой для всех значений $i = \overline{1, n}$, то есть

$$f(\vartheta) = e^{-9,2\vartheta^2}. \quad (11)$$

Ширина этой функции на уровне 0,1 от максимального значения равна $2\gamma = 1$. Число ДН, формирующих СДН, выбирается равным $n = 3, 5, 7$. Рассмотрим случай, когда СДН должна иметь ширину в 2 раза меньшую, чем у исходной, то есть $2\beta = 0,5$.

Первоначально полагаем, что углы α_i равномерно распределены в диапазоне $\pm 0,5$ при центральном значении $\alpha_{0,5(n+1)} = 0$. Используя формулы (9) и (10), находятся значения оптимальных весовых коэффициентов по формуле (7), а затем строятся СДН в соответствии с выражением (1). На рис. 3 приведены функции СДН для указанных условий.

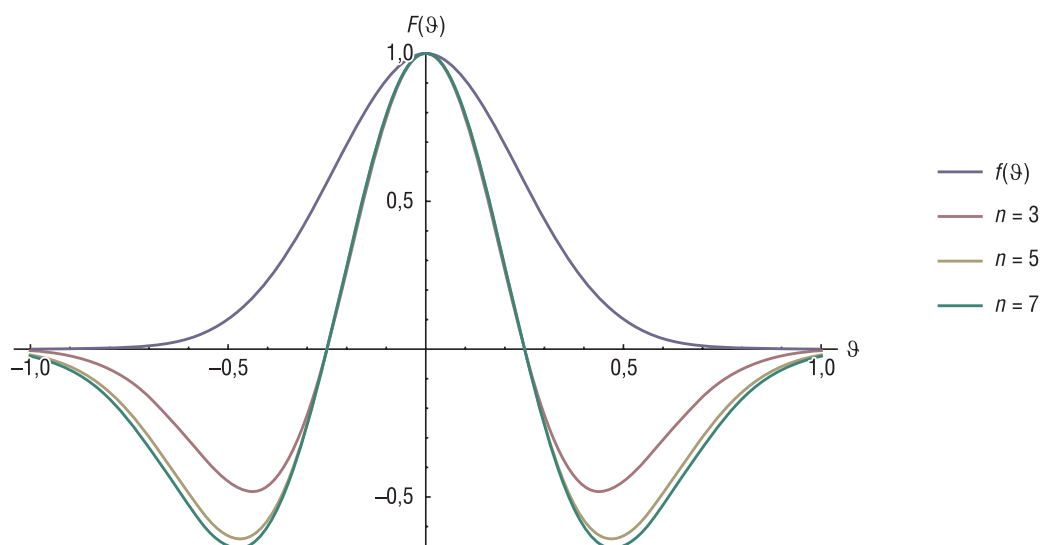


Рис. 3. Функции синтезированной диаграммы направленности в случае равномерного распределения углов α_i в диапазоне $\pm 0,5$

Fig. 3. Functions of synthesized antenna pattern in case of uniform distribution of angles α_i in range ± 0.5

В табл. 1 приведены значения δ , определяющие снижение отношения сигнал/шум и уровни боковых лепестков φ .

Т а б л и ц а 1. Величины снижения отношения сигнал/шум δ и значения амплитуд боковых лепестков φ при различном числе диаграмм направленности n в случае равномерного распределения углов α_i в диапазоне $\pm 0,5$

T a b l e 1. The values of the decrease of the signal-to-noise ratio δ and the side-lobe amplitudes φ for a different number of antenna patterns n in case of uniform distribution of angles α_i in range ± 0.5

Число диаграмм направленности n	Значения углов α_i	Снижение отношения сигнал/шум δ	Амплитуда боковых лепестков φ
3	-0,25; 0; 0,25	2,91	-0,48
5	-0,33; -0,17; 0; 0,17; 0,33	2,09	-0,64
7	-0,375; -0,25; -0,125; 0; 0,125; 0,25; 0,375	1,75	-0,68

Из данных таблицы следует, что увеличение числа n приводит к увеличению уровня боковых лепестков φ , однако при этом снижается величина δ . Одним из факторов влияния на эти величины является выбор значений углов α_i . В приведенном примере они выбирались равномерно в пределах угла γ . Представляет интерес рассмотреть возможности другого подхода к выбору их значений.

Рассмотрим варианты, когда выбор α_i осуществляется в пределах углов, меньших 2γ . В первом случае (А) они выбираются равномерно в диапазоне углов $\pm 0,3$, а во втором (Б) – в пределах от $-0,5$ до $-0,2$ и от $0,2$ до $0,5$. На рис. 4 показаны функции СДН для значений $n = 3$ (а), $n = 5$ (б) и $n = 7$ (с). В табл. 2 приведены значения α_i , δ и φ для случая А, а в табл. 3 – для случая Б.

Из результатов следует, что в случае А отношение сигнал/шум снижается больше, чем в случае Б, однако уровень боковых лепестков становится меньше. Можно утверждать, что значения углов α_i в определенной степени влияют на форму СДН и их следует выбирать исходя из смысла решаемой задачи, определяющего требования к форме СДН.

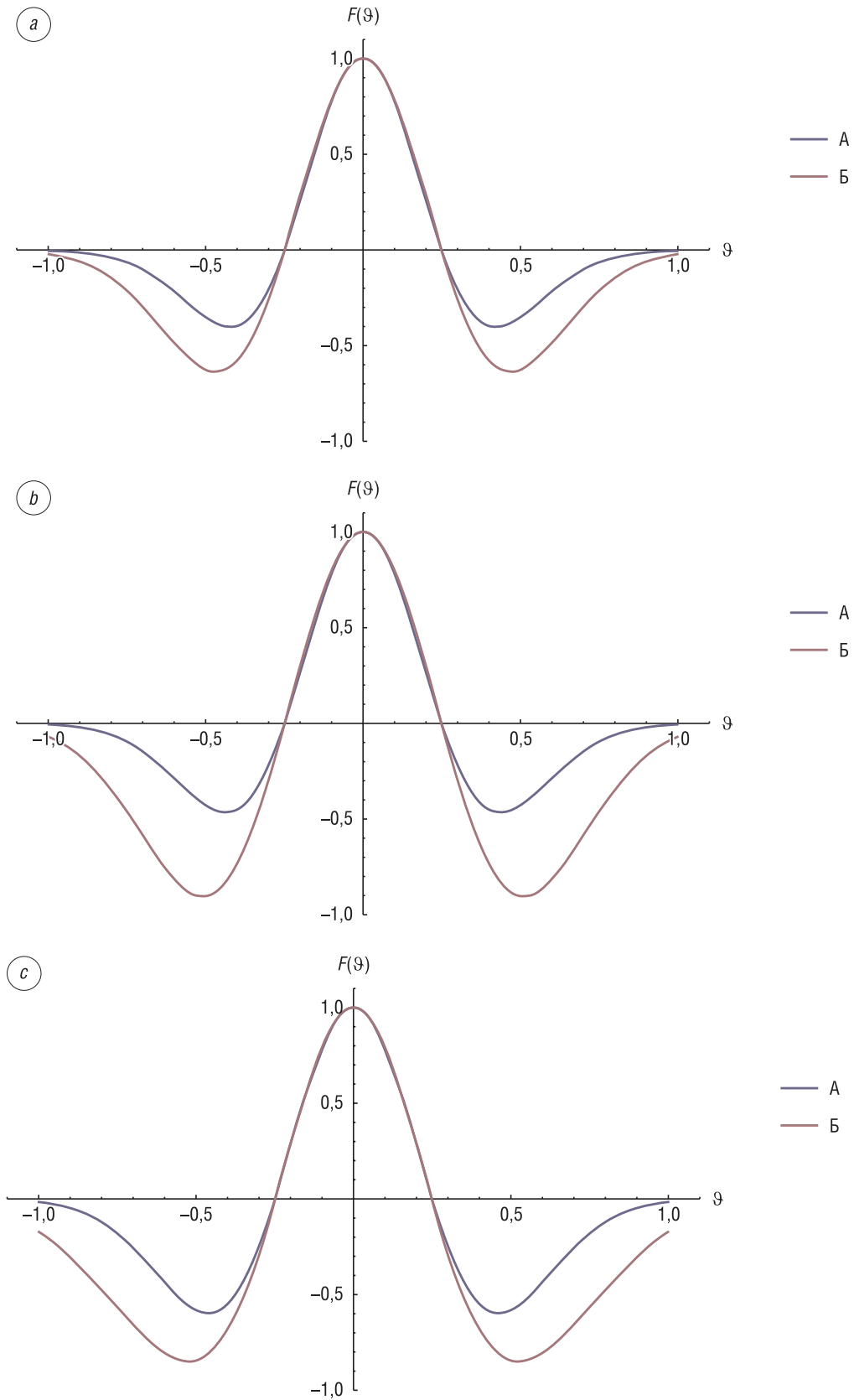


Рис. 4. Функции синтезированной диаграммы направленности при различных значениях n : $a - n = 3, b - n = 5, c - n = 7$

Fig. 4. Functions of synthesized antenna pattern for different values of n : $a - n = 3, b - n = 5, c - n = 7$

Т а б л и ц а 2. Величины снижения отношения сигнал/шум δ и значения амплитуд боковых лепестков φ при различном числе диаграмм направленности n в случае равномерного распределения углов α_i в диапазоне $\pm 0,3$

Table 2. The values of the decrease of the signal-to-noise ratio δ and the side-lobe amplitudes φ for a different number of antenna patterns n in the case of uniform distribution of angles α_i in range ± 0.3

Число диаграмм направленности n	Значения углов α_i	Снижение отношения сигнал/шум δ	Амплитуда боковых лепестков φ
3	-0,15; 0; 0,15	6,14	-0,4
5	-0,2; -0,1; 0; 0,1; 0,2	3,11	-0,47
7	-0,225; -0,15; -0,075; 0; 0,075; 0,15; 0,225	1,87	-0,6

Т а б л и ц а 3. Величины снижения отношения сигнал/шум δ и значения амплитуд боковых лепестков φ при различном числе диаграмм направленности n в случае распределения углов α_i в диапазонах от $-0,2$ до $-0,5$ и от $0,2$ до $0,5$

Table 3. The values of the decrease of the signal-to-noise ratio δ and the side-lobe amplitudes φ for a different number of antenna patterns n in the case of distribution of angles α_i in ranges from -0.2 to -0.5 and from 0.2 to 0.5

Число диаграмм направленности n	Значения углов α_i	Снижение отношения сигнал/шум δ	Амплитуда боковых лепестков φ
3	-0,35; 0; 0,35	2,12	-0,64
5	-0,4; -0,4; 0; 0,3; 0,4	2,01	-0,9
7	-0,425; -0,35; -0,275; 0; 0,275; 0,35; 0,475	2,0	-0,85

Заключение. Предложенный метод и полученные на его основе алгоритмы позволяют синтезировать диаграммы направленности антенн с заданной шириной в РЛС с линейным сканированием луча и амплитудной обработкой сигналов. Это достигается путем многоканальной обработки сигналов с последовательным их измерением в процессе сканирования. Сигналы на выходе каналов взвешиваются посредством весовых коэффициентов и затем суммируются, образуя синтезированную диаграмму направленности. Метод синтеза основан на оптимальном выборе весовых коэффициентов по критерию минимума дисперсии шумов на выходе при заданной ширине диаграммы направленности. Решение поставленной задачи приводит к уменьшению отношения сигнала к шумам и росту амплитуд боковых лепестков диаграммы направленности. Возможности метода показаны на модельных примерах синтеза диаграмм направленности при различном числе каналов измерений. Дальнейшие исследования можно вести в направлениях решения задач автокомпенсации внешних помех, действующих по боковым лепесткам.

Список использованных источников

1. Справочник по радиолокации: в 2 кн. / под ред. М. И. Скольника. – М.: Техносфера, 2014. – Кн. 1. – 672 с.
2. Монзинго, Р. А. Адаптивные антенные решетки / Р. А. Монзинго, Т. У. Миллер. – М.: Радио и связь, 1986. – 448 с.
3. Адаптивные фильтры / под ред. К. Ф. Н. Коузена, П. М. Гранта. – М.: Мир, 1988. – 392 с.
4. Фомин, В. Н. Рекуррентное оценивание и адаптивная фильтрация / В. Н. Фомин. – М.: Наука, 1984. – 288 с.

References

1. Skolnik M. I. (ed.). *Radar Handbook*. N. Y., McGraw-Hill, 1970. 1328 p.
2. Monzingo R. A., Haupt R., Miller T. W. *Introduction to Adaptive Arrays*. N. Y., Wiley, 1980. 543 p.
3. Kowan C. F. N., Grant P. M. (eds.). *Adaptive Filters*. Prentice-Hall, Inc., 1985. 308 p.
4. Fomin V. N. *Recurrent Estimation and Adaptive Filtering*. Moscow, Nauka Publ., 1984. 288 p. (in Russian).

Информация об авторах

Артемьев Валентин Михайлович – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник, Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая 16, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: artemiev@iaph.bas-net.by

Наумов Александр Олегович – кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией радиотомографии, Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая 16, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: naumov@iaph.bas-net.by

Кохан Леонид Леонидович – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая 16, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: kokhanll@iaph.bas-net.by

Information about the authors

Valentin M. Artemiev – Corresponding Members of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Chief Researcher, Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus (16, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: artemiev@iaph.bas-net.by

Alexander O. Naumov – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of Laboratory, Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus (16, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: naumov@iaph.bas-net.by

Leonid L. Kokhan – Ph. D. (Engineering), Senior Researcher, Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus (16, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: kokhanll@iaph.bas-net.by

ДИАГНОСТИКА И БЕЗОПАСНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ СИСТЕМ
DIAGNOSTICS AND SAFETY OF TECHNICAL AND ENVIRONMENT SYSTEMS

УДК 622.363.2.014.3:551.25(045)(476)
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-240-252>

Поступила в редакцию 06.12.2018
Received 06.12.2018

П. А. Витязь¹, И. И. Головатый², В. Я. Прушак³

¹Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

²ОАО «Беларуськалий», Солигорск, Беларусь

³Солигорский Институт проблем ресурсосбережения с Опытным производством, Солигорск, Беларусь

**ОЦЕНКА ГАЗОДИНАМИЧЕСКОЙ ОПАСНОСТИ ЗОНЫ КРАСНОСЛОБОДСКОГО
РАЗЛОМА СТАРОБИНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ КАЛИЙНЫХ СОЛЕЙ**

Аннотация. Выполнено исследование потенциальной газодинамической опасности Краснослободской разломной зоны Старобинского месторождения калийных солей. Оно проводилось с учетом существующих представлений о механизме образования очагов газодинамических явлений в соляном породном массиве месторождения, а также результатов сейсмо- и гидрогеологических исследований указанной разломной зоны и выявленных закономерностей распределения газодинамических явлений по площади месторождения. В процессе исследования установлены особенности геологического строения Краснослободской разломной зоны в верхней соляной толще, содержащей пласты полезного ископаемого. Выявлены особенности механизма эволюции гидродинамических систем в разломной и приразломной зонах. Установлено, что функциональная система галогенного метасоматоза в указанных зонах породного массива не была экранированной, вследствие чего зона поглощения гидродинамической системы располагалась в породах глинисто-мергелистой толщи, расположенной выше верхней соляной толщи и горизонтов возможного ведения горных работ, а трещиноватые, брекчированные породы разломной зоны обеспечивали фильтрацию газа из системы пустот, образовывавшихся в процессе эволюции гидродинамических систем. По результатам исследования сделан вывод, что в Краснослободской разломной зоне в пределах верхней соляной толщи отсутствовали условия формирования опасных очагов газодинамических явлений, таких как внезапные выбросы соли и газа, отжимы призабойной части пород и обрушения пород кровли. Следовательно, существует возможность безопасного ведения горных работ, таких как проходка пересекающих выработок и вскрывающих уклонов через разломную зону.

Ключевые слова: газодинамическая опасность, разлом, калийный горизонт, соляная толща, гидродинамическая система

Для цитирования: Витязь, П. А. Оценка газодинамической опасности зоны Краснослободского разлома Старобинского месторождения калийных солей / П. А. Витязь, И. И. Головатый, В. Я. Прушак // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2019. – Т. 64, № 2. – С. 240–252. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-240-252>

P. A. Vityaz¹, I. I. Golovaty², V. Ya. Prushak³

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

²Belaruskali JSC, Soligorsk, Belarus

³Soligorsk Institute of Resource Saving Problems with Pilot Production, Soligorsk, Belarus

**ASSESSMENT OF GAS-DYNAMIC DANGER OF KRASNOSLOBODSKY FRACTURE ZONE
OF STAROBINSKY POTASH DEPOSIT**

Abstract. Gas-dynamic danger of Krasnoslobodsky fracture zone in Starobin Deposit of potassium salts was investigated. The study was carried out taking into account the existing ideas about the mechanism of formation of foci of gas-dynamic phenomena in the salt rock mass of the field, as well as taking into account the results of seismic and hydrogeological studies of the fault zone and the revealed patterns of distribution of gas-dynamic phenomena over the field area. The features of the geological structure of Krasnoslobodsky fracture zone in the upper salt stratum containing layers of potash ore are established. The features of the mechanism of evolution of hydrodynamic systems in fault zones are revealed. It was found

that the functional system of halogen metasomatism in these zones of the rock mass was not shielded, so that the absorption zone of the hydrodynamic system was located in the rocks of the clay-marl strata located above the upper salt strata and horizons of possible mining operations, and fractured rocks of the fault zone provided gas filtration from the system of voids formed during the evolution of hydrodynamic systems. According to the results of the study, it was concluded that in Krasnoslobodsky fracture zone within the upper salt layer there were no conditions for the formation of dangerous foci of gas-dynamic phenomena, such as sudden emissions of salt and gas and collapse of roof rocks. Accordingly, there is a possibility of safe mining operations, such as the penetration of intersecting workings through the fault zone.

Keywords: gas-dynamic hazard, fracture, potassium horizon, salt strata, hydrodynamic system

For citation: Vityaz P. A., Golovaty I. I., Prushak V. Ya. Assessment of gas-dynamic danger of Krasnoslobodsky fracture zone of Starobinsky potash deposit. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 240–252 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-240-252>

Введение. Разработка месторождений калийных солей существенно осложняется газодинамическими явлениями (ГДЯ), которые в большинстве случаев наносят значительный материальный ущерб калийным предприятиям и представляют реальную угрозу жизни горнорабочих. За последние десятилетия внесен существенный вклад в исследование природы, механизма, разработку методов прогноза и способов предотвращения ГДЯ в калийных рудниках. Однако, несмотря на достигнутые определенные успехи в решении проблемы ГДЯ, она окончательно не решена. В настоящее время опасными по данным явлениям в условиях рудников Старобинского месторождения калийных солей считаются породы Третьего калийного горизонта, а также глинисто-мергелистых и соляных пачек. Кроме того, в работах ряда ученых, занимавшихся проблемой газодинамических явлений в калийных рудниках, высказывались предположения о том, что опасными по ГДЯ будут тектонические (разломные) зоны месторождения [1–3]. Однако конкретных исследований в данном направлении не проводилось.

Вместе с тем в связи с существующей технологической необходимостью проходки горных выработок через зону Краснослободского разлома и выполнения горных работ в приразломной зоне актуальна задача оценки наличия и степени газодинамической опасности этой зоны, в том числе калийных пластов, глинисто-мергелистых и соляных пачек.

Целью исследования явилось определение уровня газодинамической опасности Краснослободской разломной зоны Старобинского месторождения калийных солей на основании существующих представлений о механизме образования очагов газодинамических явлений в соляном породном массиве этого месторождения, анализа результатов многолетних сейсмо- и гидрогеологических исследований указанной разломной зоны, а также выявленных закономерностей распределения газодинамических явлений по площади месторождения и данных о газоносности пород.

Геологическое строение зоны Краснослободского разлома. Краснослободская зона разломов изучена тремя профилями скважин и пересечена тремя линиями сейморазведочных профилей. Исследовательские гидрогеологические скважины позволили уточнить местоположение, геологическое строение зоны Краснослободского разлома, его гидрогеологические и инженерно-геологические характеристики. На рис. 1 приведен один из полученных геологических разрезов.

Установлено, что Краснослободская зона разломов имеет следующие параметры и характеристики. Разлом пересекает всю верхнесоленосную толщу под углом от 47° до 54° и выходит в нижнюю часть глинисто-мергелистой толщи под углом порядка 38° . Третий калийный горизонт пересечен под углом 54° . Примерно на уровне 4-го калийного горизонта от основного разлома отходит дополнительный разлом под углом $70\text{--}77^\circ$. Оба указанных разлома являются тектоническими нарушениями высокой интенсивности. Суммарная амплитуда Краснослободской зоны разлома на уровне подошвы соленосной толщи составляет порядка 66 м. Также на уровне 4-го калийного горизонта от основного разлома отходит еще один дополнительный слабовыраженный малоамплитудный разлом, который является тектоническим нарушением малой интенсивности.

Выявлены приразломные зоны трещиноватости, ширина которых составляет порядка 45–70 м. При этом трещины в основном залечены глиной или галитом.

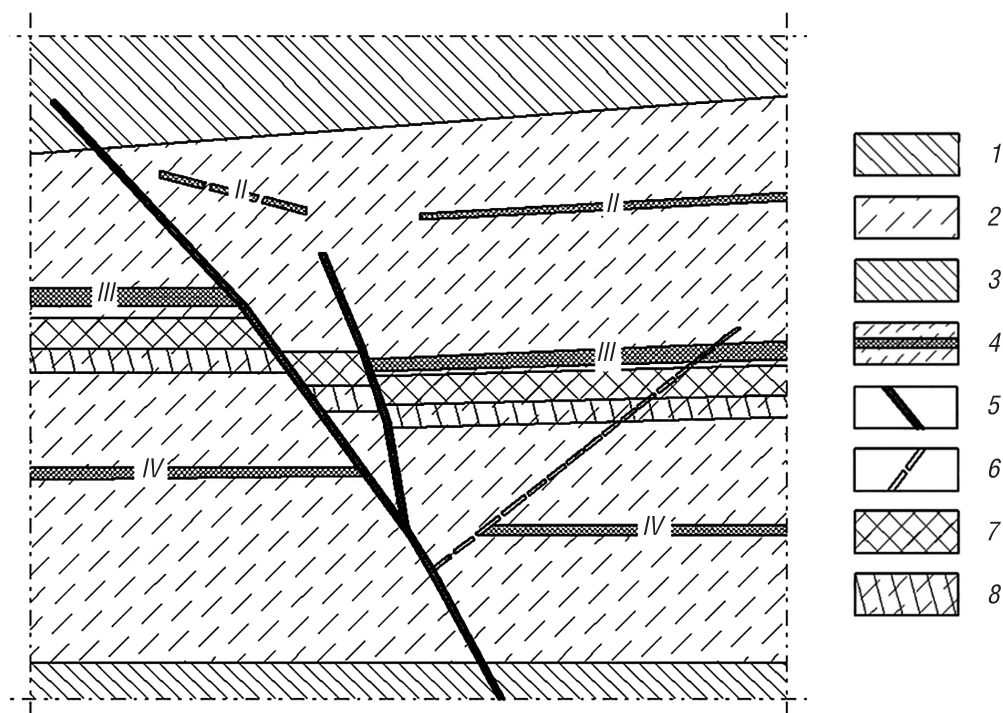


Рис. 1. Геологический разрез верхнего соляного пласта в районе Краснослободского разлома: 1 – верхняя глинисто-мергелистая толща, 2 – верхняя соленосная толща, 3 – ангидритодоломитовая толща, 4 – калийный горизонт, 5 – разлом высокой интенсивности, 6 – разлом малой интенсивности, 7 – 12-й глинисто-мергелистый горизонт, 8 – 11-й соляной горизонт

Fig. 1. Geological section of the upper salt formation in the area of Krasnoslobodsky fracture: 1 – upper clay-marl layer, 2 – upper salt layer, 3 – anhydrite-dolomite layer, 4 – potassium horizon, 5 – high-intensity fracture, 6 – low-intensity fracture, 7 – 12th clay-marl horizon, 8 – 11th salt horizon

В зоне разлома отсутствует пласт 1-го калийного горизонта, а пласт 2-го калийного горизонта частично разрушен.

В геологическом разрезе 12-го глинисто-мергелистого горизонта выделяются четыре пачки. Их геологическое строение характеризуется частым чередованием прослоев глин с доломито-известковыми глинистыми породами, неслоистых и слабослоистых пород, а также наличием слоев песчаников и алевролитов, в верхней части горизонтов – слоев каменной соли, играющих своего рода роль «газонепроницаемых экранов», в породах горизонтов – органического вещества. Все эти особенности геологического строения глинисто-мергелистых пачек позволяют предполагать протекание в толще породы процессов образования свободных газов и, соответственно, формирование приконтактных и очаговых скоплений свободных газов, которые при ведении горных работ – проходке вскрывающих бремсбергов и уклонов, могут быть очагами газодинамических явлений.

11-й соляной горизонт представлен, главным образом, каменной солью, содержащей слои и прослои несоляных пород – галопелитов, мощность которых колеблется от долей миллиметров до нескольких десятков сантиметров. К таким галопелитовым слоям и прослоям, как показывает практика ведения горных работ в калийных рудниках, возможно примыкание приконтактных скоплений свободных газов, которые также могут быть очагами таких газодинамических явлений, как внезапные обрушения (разрушения) пород кровли (почвы) горных выработок, сопровождающиеся газовыделением.

Механизм образования очагов газодинамической опасности. Потенциальная (природная) газодинамическая опасность разломной зоны оценивалась нами на основании существующих представлений о механизме образования очагов газодинамических явлений в соляном породном массиве Старобинского месторождения калийных солей. В работах ряда ученых, занимавшихся проблемой газодинамических явлений в калийных рудниках ОАО «Беларуськалий», высказываются предположения о том, что опасными по газодинамическим явлениям являются притекто-

нические и тектонические (разломные) зоны [1–8]. Однако каких-либо теоретических или экспериментальных доказательств высказанных предположений не приводится, то есть предположения носят чисто гипотетический характер.

В настоящее время геологический механизм образования очагов ГДЯ в условиях Старобинского месторождения рассматривается как единый процесс тектогенеза, восходящего движения газонасыщенных водных растворов, эпигенетических преобразований пород 3-го калийного горизонта и аккумуляции газов в соляном породном массиве [9–15]. Образование очагов ГДЯ происходило в катагенетическую стадию формирования месторождения. В этот период его гидродинамический режим характеризовался блочно-тектоническим типом разгрузки седиментационных водных растворов подсолевых отложений и глинисто-карбонатных пород внутрисолевых отложений. Движущей силой восходящей миграции водных растворов служило достаточно высокое пластовое давление. Миграция агрессивных газонасыщенных водных растворов в породы 3-го калийного горизонта из подстилающей толщи происходила по зонам разрывных тектонических нарушений, которые образовывались над стыками блоков кристаллического фундамента в периоды активизации тектонических подвижек.

Тектоническая схема физико-геологического механизма образования очагов ГДЯ в породах 3-го калийного горизонта представлена на рис. 2. Внутреннее строение зон разрывных

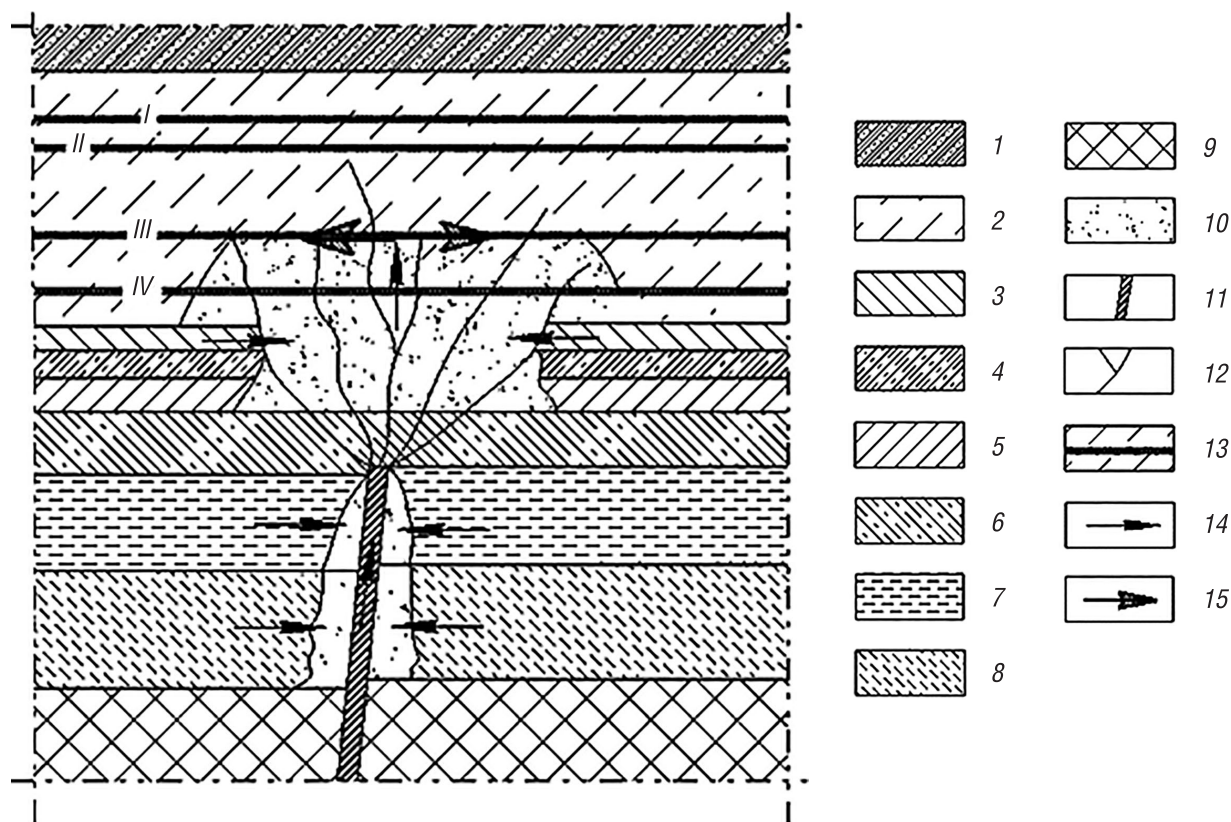


Рис. 2. Тектоническая схема физико-геологического механизма образования очагов газодинамической опасности в породах Старобинского месторождения: 1 – надсолевая глинисто-мергелистая толща, 2 – верхняя соленосная толща, 3 – ангидрито-доломитовая толща, 4 – межсолевая толща, 5 – нижняя соленосная толща, 6 – карбонатная толща, 7 – тарригенная толща, 8 – отложения верхнепротерозойские, 9 – кристаллический фундамент, 10 – области питания гидродинамических систем, 11 – тектоническое нарушение (разлом), 12 – трещины расщепления, 13 – калийные горизонты в верхнем соляном слое, 14 – направление миграции газонасыщенных водных растворов, 15 – горизонт поглощения гидродинамической системы

Fig. 2. Tectonic scheme of physical-geological mechanism of formation of pockets of gas-dynamic danger in the rocks of Starobin Deposit: 1 – upper clay-marl layer, 2 – upper layer of salt rocks, 3 – layer anhydrite-dolomite rocks, 4 – inter-salt layer, 5 – lower layer of salt rocks, 6 – carbonate layer, 7 – the layer of terrigenous rocks, 8 – deposits of upper Proterozoic, 9 – crystal base, 10 – mass transfer areas of hydraulic systems supply, 11 – tectonic disturbance (fracture), 12 – crack cleavage, 13 – potash horizons in the upper salt layer, 14 – direction of migration of gas-saturated aqueous solutions, 15 – absorption horizon of the hydrodynamic system

тектонических нарушений на флангах по восстанию играло значительную роль в механизме образования очагов ГДЯ. Многократное чередование относительно пластичных и хрупких пород в геологическом разрезе толщи, подстилающей 3-й калийный горизонт, создавало благоприятные условия для веерообразного расщепления разломов вверх по восстанию. Такое расщепление связано с преломлением разрывов при переходе из пластичных пород в хрупкие и обратно. Как правило, амплитуды разрывных тектонических нарушений затухали вверх по разрезу осадочной толщи. Если в породах кристаллического фундамента и верхнепротерозойских отложениях разлом был представлен крупным тектоническим швом, то вверх по восстанию в осадочной толще он, постепенно расщепляясь, переходил в серию параллельных крупных трещин. В таких веерах создавалась высокая удельная трещиноватость крупных трещин, а в местах сочленения крупных трещин возникали зоны клиновидной формы с высокой удельной мелкой трещиноватостью.

Проникновение проводников водных растворов из подстилающей толщи в породы 3-го калийного горизонта являлось обязательным условием при образовании очагов ГДЯ. При этом проникновение водных растворов из подстилающей толщи в породы данного горизонта происходило по трещине и через трещину. Трещина по пропускной способности неоднородна, ввиду этого скорость движения и расход раствора вдоль трещины неодинаковы. На тех участках, где скорости и расход больше, стенки трещины разрушаются более интенсивно, а в соляных породах при движении агрессивных растворов стенки трещин еще и растворяются. Поэтому места выхода мигрирующего водного раствора постепенно локализовались сначала в нескольких точках, а затем – в одной. Таким путем могла происходить трансформация щелевого канала в трубообразный. Естественно, что в местах пересечения двух или нескольких тектонических трещин образование округлых каналов происходило значительно быстрее. Вследствие этого можно предположить, что очаги газодинамических явлений в породах 3-го калийного горизонта группируются на участках наиболее проницаемых при восходящей миграции газонасыщенных водных растворов.

Таковыми проницаемыми участками были следующие зоны: искривления разрывов по простиранию и восстанию, расщепления разрывов на ряд ветвей, отщепления от разрывов оперяющих трещин, сопряжения разрывов двух или более направлений, пересечения разрывов, развития сближенных параллельных трещин. Тектонические трещины, распространяясь вверх по разрезу, вскрывали горизонты, содержащие газонасыщенные водные растворы.

Рассмотрим область, в которой твердые горные породы содержат межзерновые, поровые и капиллярные скопления газонасыщенных водных растворов. Такая область является капиллярно-пористой системой. Подвижная ее часть может быть удалена, после нее остается лишь пористая масса. Газонасыщенные водные растворы, как и твердые частицы, принимают на себя горное давление и поэтому сохраняют потенциальную пористость пород практически на любой глубине. Так как коэффициент диффузии зависит от размера зерна и при одной и той же пористости выше у крупнозернистых пород, а размер зерна в свою очередь влияет на скорость диффузионного потока больше, чем пористость, то наиболее благоприятной «очаговой» средой являются крупно- и среднезернистые метаморфические породы. Наиболее важной и типичной в геологическом отношении элементарной моделью области питания гидродинамической системы может служить капиллярно-пористая область пород, которая содержит газонасыщенные водные растворы и в пределах которой раскрылась тектоническая трещина. В этом случае внутри области достаточно нагретых флюидизированных масс возникнет перепад давления и температуры. Возможные в геологических условиях величины такого перепада были приблизительно вычислены. Оказалось, что мгновенное увеличение объема вдвое ведет к мгновенному снижению давления в 2,5–3 раза и снижению температуры на 20 %. При увеличении объема в 4 раза температура уменьшается более чем в 2 раза, а давление – почти в 10 раз. В связи с возникшими перепадами давления, температуры и массосодержания подвижных сред в породе начинается приток газонасыщенных водных растворов из окружающей массы в трещинную зону с одновременным их оттоком, по трещинной зоне вверх в результате вертикального градиента тех же параметров. Таким образом, раскрывшаяся трещина концентрирует в себе газонасыщенные водные растворы и является областью их транзита вверх по геологическому разрезу.

Удаление в первый период движения из крупных пор газонасыщенных водных растворов, которые воспринимают горное давление, не давая порам уменьшаться, приводит к уменьшению пор и к увеличению общего количества микропор, через которые в дальнейшем и будет проходить основная масса растворов. Новое раскрытие трещины может способствовать повторению стягивающего эффекта, при этом количество стягивающихся в трещину газонасыщенных водных растворов будет меньше, чем при первоначальном раскрытии. Процесс стягивания в трещину газонасыщенных водных растворов является самозатухающим. Повторение его через продолжительные промежутки времени может активировать деятельность гидродинамической системы и привести к появлению поздних слабовыраженных следов ее деятельности. Если при метаморфизме пород процессы генерации газонасыщенных водных растворов повторялись, то становилось возможным возобновление стягивающего действия трещинного механизма. В этом отношении глубинная зона разлома, влияя на формирование зон метаморфизма и гидродинамических систем, представляла своего рода «тектоническую машину», которая генерировала потоки газонасыщенных водных растворов и определяла порядок заложения очагов ГДЯ в породах 3-го калийного горизонта.

Областями питания – источниками газонасыщенных водных растворов служили породы кристаллического фундамента, верхнепротерозойских, подсолевых, межсолевых и внутрисолевых отложений. При этом нахождение областей питания гидродинамической системы в межсолевых и подсолевых отложениях является наиболее вероятным, так как установлены факты существования и в настоящее время газонасыщенных водных растворов в данных частях геологического разреза, а также сходный компонентный состав газовых смесей в водных растворах и очагах ГДЯ. Однако эти данные не отвергают возможности существования областей питания на уровне верхнепротерозойских отложений и пород кристаллического фундамента. В общем случае газонасыщенные водные растворы поступали в области транзита из нескольких областей питания. Мигрируя вверх по областям транзита, газонасыщенные водные растворы достигали пород 3-го калийного горизонта, где происходило их поглощение.

Области поглощения гидродинамических систем в породах указанного горизонта являются очагами ГДЯ. Формирование этих очагов в породах 3-го калийного горизонта представляло собой весьма сложный процесс галогенного метасоматоза, который сопровождался эпигенетическими преобразованиями пород и выделением растворенных газов в свободную фазу. Эпигенетические преобразования пород данного горизонта связаны с химическим воздействием агрессивных водных растворов. Химический фактор эпигенеза пород 3-го калийного горизонта является наиболее мощным фактором, поскольку соли обладают очень высокой растворимостью в водных растворах. Количественная оценка агрессивности водных растворов относительно этих пород показала, что взаимодействие растворов с ними могло сопровождаться выщелачиванием и замещением последних. Агрессивность водных растворов была максимальной относительно карналлита, так как он обладает наибольшей растворимостью по сравнению с сильвинитом и галитом. При миграции водных растворов в породах глинисто-карналлитовой пачки образовывались наибольшие по своему объему полости и пустоты выщелачивания, в которых происходила аккумуляция свободных газов.

При образовании очагов газодинамических явлений галогенному метасоматозу присущи следующие особенности. Типичный элементарный акт метасоматоза состоит из образования микрополости и ее заполнения. По этой схеме отношения между полостеобразованием и заполнением полостей равновесны, что определяется формулой замещения «объем на объем». Однако в случае воздействия агрессивных водных растворов на породы 3-го калийного горизонта происходит их выщелачивание и возникают неравновесные отношения. В частности, отношения становятся такими, при которых объем образующихся полостей превосходит объем отлагающегося вещества. В случае, когда выщелачивание в ходе метасоматического акта сопровождается образованием пустот с суммарными объемами, превосходящими объем одновременно выпавших осадков, возможны два пути их дальнейшего развития. Пустоты могут быть заполнены при более поздних процессах отложения минералов или произойдет их ликвидация вследствие сжатия пород под действием горного давления (метасоматическая контракция). Как показывают

результаты вскрытия выбросоопасных геологических нарушений – мульд, при их образовании происходила метасоматическая контракция пород, последствием которой являлось образование радиальных и концентрических трещин.

Механизм выделения газов из водных растворов включал две стадии. На первой стадии происходило выделение газов за счет снижения пластового давления растворов, так как они мигрировали из подстилающей толщи по областям транзита в области с меньшим пластовым давлением. Пластовое давление снижалось и при образовании пустот выщелачивания в породах 3-го горизонта. Возникающая разность давлений между областью питания и областью поглощения приводила к нарушению равновесия в системе газ – водный раствор и частичной дегазации раствора. Количественная оценка этой стадии дегазации водных растворов показала, что суммарный объем, выделившийся из водного раствора газовой смеси азот – метан, при разности пластового давления в областях питания и поглощения 25,0 МПа и температуре 62 °С может достигать величины 1 м³ газа на 1 м³ водного раствора. Такая величина разности пластовых давлений вполне могла иметь место в геологическом прошлом при восходящей миграции водных растворов и импульсных тектонических движениях. На второй стадии дегазации водных растворов происходило «высаливание» газов из водного раствора за счет роста его минерализации. Преобладание на первом этапе образования мульды в функциональной системе метасоматоза работы забойной зоны приводило к выщелачиванию пород 3-го горизонта и росту минерализации раствора. При выщелачивании минерализация водного раствора непрерывно возрастала, что приводило к вытеснению из него газов. Расчеты показали, что суммарный объем выделившейся газовой смеси азот–метан при росте минерализации до предела насыщения составляет 80 % от содержащихся в водном растворе газов.

Процесс расслоения газонасыщенного водного раствора на газообразную и жидкую фазы имел ряд последствий. Газ, выделившийся в свободную фазу, заполнял различного рода полости и пустоты выщелачивания и занимал верхнее положение в центральной части мульды. Это приводило к тому, что в рабочей системе метасоматоза газ оказывал блокирующее действие, как бы «предохраняя» породы кровли от выщелачивания и замещения на участках, где он их пропитывал. Аккумуляция газа в центральных частях мульды была предопределена функциональной системой метасоматоза с преобладающей работой забойной зоны, которая на этом участке характеризовалась барической гетерогенностью, связанной с процессами ее развития. Здесь возникали, менялись и исчезали внутренние градиенты давления, ведущие к локальным конвективным перераспределениям водных растворов и формированию локальных зон отжатия и всасывания, связанных с самим метасоматическим процессом. В центральных частях мульды могло быть и несколько питающих проводников, поэтому аккумуляция газов была возможна в различных подзонах. Это обусловило формирование в пределах центральных частей мульды нескольких газонасыщенных очагов.

Сложное сочетание в системе галогенного метасоматоза работы забойной, обменной и конденсационной зон способствовало появлению в мульдах своеобразной зональности: ядро структуры (брекчированные породы, глины, крупнокристаллическая каменная соль); участки, сложенные преимущественно псевдосильвинитами с полным отсутствием сильвина и частично растворенным галитом; участки, образованные псевдосильвинитами с замещением сильвина красным галитом и первично-седиментационным галитом; породы с нормально-седиментационным сильвинитом. В последующем геологическом времени область мульды подвергалась метасоматической контракции под действием литостатического давления и принимала видимую воронкообразную форму. Процесс метасоматической контракции сопровождался изменением поля напряжений в области мульды, а также образованием систем концентрических и радиальных трещин вокруг и внутри мульды.

Образование мульды в породах 3-го калийного горизонта было возможно при выполнении условия вертикальной экранированности функциональной системы метасоматоза. Эффект экранированности обеспечивался затуханием проводника на уровне 3-го горизонта, наличием в кровле слабопроницаемых соляных пород, преломлением и расщеплением проводников на литологических разностях пород. Если же эффект экранированности не соблюдался, то на уровне 3-го горизонта мульды не образовывались, а водные растворы по зоне транзита мигрировали в вы-

шележащую толщу пород. Участие водных растворов в образовании мульд и вертикальная экранированность системы метасоматоза подтверждаются фактами выделения насыщенных водных растворов из мульд при их пересечении горными выработками.

Существующие представления о геологическом механизме образования очагов выбросов соли и газа позволяют дать ответ и на вопрос о выбросоопасности геологических структур (мульд, локальных зон замещения, малоамплитудных разрывных нарушений). Выбросоопасными являются только те геологические структуры, при образовании которых выполнялись следующие условия:

зона разгрузки (поглощения) гидродинамической системы располагалась в породах 3-го калийного горизонта;

водные растворы были газонасыщенными;

функциональная система галогенного метасоматоза была экранированной.

Невыполнение хотя бы одного из этих условий приводило к образованию невыбросоопасных геологических структур. При этом геометрические размеры мульд не играли сколько-нибудь заметной роли, а утверждения о связи выбросоопасности с геометрическими размерами мульд являются несостоятельными.

Галогенный метасоматоз как явление весьма разнообразен по своей сути, и его нельзя свести к некоей универсальной схеме. Разные комбинации функциональных элементов его рабочей системы, неодинаковое время их активной деятельности ведут к разным результатам. Это в полной мере относится к механизмам образования очагов ГДЯ разного типа. При оценке геологического механизма образования очагов отжимов призабойной части пород и обрушений пород кровли ограничимся частными теоретическими построениями, касающимися отдельных форм и отдельных случаев галогенного метасоматоза.

Очаги отжимов призабойной части пород представляют собой обычные тела заполнения трещин, возникшие в процессе кристаллизации и дегазации газонасыщенных водных растворов. При трещинном характере исходной полости, заполненной газонасыщенным водным раствором, вначале могли одновременно работать забойная, обменная и конденсационная зоны. Однако в случае экранированности и замкнутости трещинного пространства происходило быстрое насыщение водного раствора по хлоридам натрия, калия и магния, и в функциональной системе метасоматоза начинала преобладать работа конденсационной зоны, что влекло за собой заполнение трещины продуктами конденсации. В трещине происходило ее заполнение посредством кристаллизации соляных минералов из водного раствора. Выделение газа из водного раствора в свободную фазу происходило за счет падения пластового давления и роста минерализации раствора. Газ, выделившийся в свободную фазу в ограниченном трещинном пространстве, блокировал рабочую поверхность трещины и заполнял поры и микротрещины на границе с вмещающими породами. При этом могли иметь место происходили и другие процессы, которые не имеют принципиального значения.

Модель механизма образования очагов обрушений пород кровли можно представить следующим образом. При восходящем заполнении трещин соляными минералами, кристаллизующимися из водных растворов, происходило латеральное нагнетание газа в массив по глинистым прослойкам и зонам контакта различных пород. В этом случае образовывались своего рода тела вторжения. При этом активным началом являлся газ, выделившийся при дегазации водного раствора. Газ, воздействуя на породы, формировал в них вторичные коллекторные свойства. В очагах обрушений порода состояла из твердого минерального каркаса и заполняющего различные пустоты газа (как правило, в галопелитовых прослойках). Не исключено, что первоначально от трещины происходила латеральная миграция газонасыщенного водного раствора по глинистым прослойкам и зонам контакта пород различного состава, а затем в месте их локализации осуществлялось фазовое разделение на газ и водный раствор.

Условия образования очагов отжимов призабойной части пород и обрушений пород кровли были такими же, как и очагов выбросов соли и газа в мульдах:

зона поглощения гидродинамической системы располагалась в породах 3-го калийного горизонта;

водные растворы были газонасыщенными;

функциональная система метасоматоза была экранированной.

Оценка газодинамической опасности разломной зоны. На рис. 3 приведена тектоническая схема физико-геологического механизма функционирования гидродинамической системы зоны Краснослободского разлома. Гидродинамические системы в условиях Старобинского месторождения претерпевали эволюционные изменения: они возникали, развивались и исчезали. Основным условием их возникновения являлось наличие водных растворов, миграционного напряжения и путей миграции. Гидродинамическая система могла исчезнуть по следующим причинам: прекращение генерации или исчерпание источника водных растворов, утрата подвижности раствором, снижение миграционного напряжения, закрытие областей транзита к породам калийного горизонта, превращение в иную систему, уничтожение раствора. Не останавливаясь на механизмах процессов исчезновения гидродинамических систем в условиях месторождения, следует отметить, что очаги ГДЯ в породах калийного горизонта могли сохраняться весьма длительное геологическое время только при определенных условиях. По прекращении миграции водных растворов гидродинамическая система распадалась на локальные, более мелкие системы пустот, заполненные свободным газом. Если градиент давления газа в системе пустот хотя бы в одной ее части превышал начальный градиент фильтрации для данного массива пород, то происходила фильтрация газа в породы, он безвозвратно рассеивался, и массив со временем стремился восстановить свою однородность. В противном случае, когда начальный градиент филь-

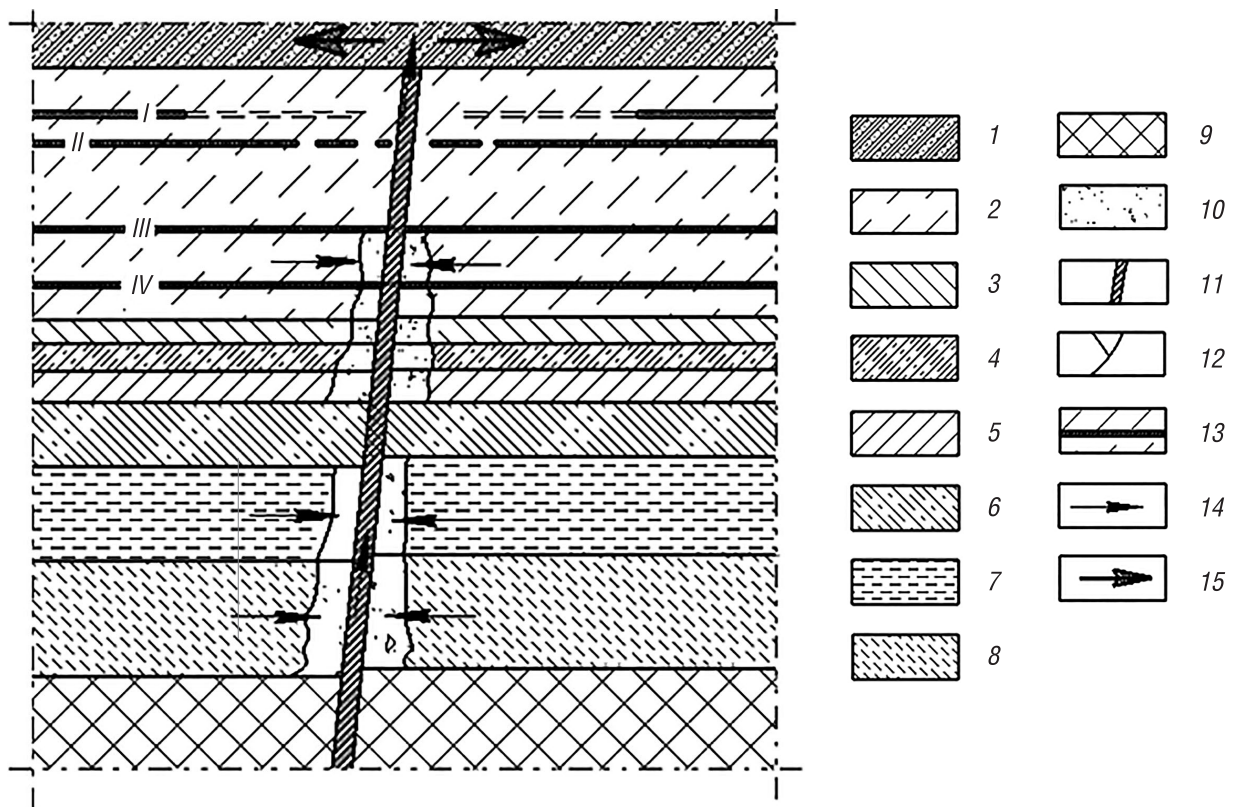


Рис. 3. Тектоническая схема физико-геологического механизма функционирования гидродинамической системы в зоне Краснослободского разлома: 1 – надсолевая глинисто-мергелистая толща, 2 – верхняя соленосная толща, 3 – ангидрито-доломитовая толща, 4 – межсолевая толща, 5 – нижняя соленосная толща, 6 – карбонатная толща, 7 – тарригенная толща, 8 – отложения верхнепротерозойские, 9 – кристаллический фундамент, 10 – области питания гидродинамических систем, 11 – тектоническое нарушение (разлом), 12 – трещины расщепления, 13 – калийные горизонты в верхнем соляном слое, 14 – направление миграции газонасыщенных водных растворов, 15 – горизонт поглощения газодинамической системы

Fig. 3. Tectonic scheme of the physical and geological mechanism of functioning of hydrodynamic system in the area of Krasnoslobodsky fracture: 1 – upper clay-marl layer, 2 – upper layer of salt rocks, 3 – layer anhydrite-dolomite rocks, 4 – inter-salt layer, 5 – lower layer of salt rocks, 6 – carbonate layer, 7 – layer of terrigenous rocks, 8 – deposits of upper Proterozoic, 9 – crystal base, 10 – mass transfer areas of hydraulic systems supply, 11 – tectonic disturbance (fracture), 12 – crack cleavage, 13 – potash horizons in the upper salt layer, 14 – direction of migration of gas-saturated aqueous solutions, 15 – absorption horizon of the gas-dynamic system

трации превышал градиент давления газа в системе пустот, формировалась квазиизолированная система, в которой давление газа препятствовало уплотнению и упрочнению пород. В мульдах это были очаги выбросов соли и газа, в трещинах – очаги отжимов призабойной части пород, вблизи трещин (в глинистых прослойках и на контактах различных пород) – очаги обрушений пород кровли.

Обобщая изложенный материал, можно сказать, что очаги ГДЯ – это следы существовавших в геологическом прошлом гидродинамических систем, содержащих газ. Геологическое время образования очагов ГДЯ установить весьма сложно. Однако возможно предположить, что в связи с затуханием интенсивных тектонических движений к концу девонского периода образование очагов ГДЯ было завершено.

На рис. 4 приведена блок-схема процесса оценки газодинамической опасности Краснослободского разлома. Как уже было отмечено, ГДЯ в калийных рудниках связаны со скоплениями свободного газа, которые приурочены к локальным зонам эпигенетических преобразований, геологическим трещинам, малоамплитудным тектоническим нарушениям с амплитудой сброса менее 3,0 м, контактам пород различного состава и мульдам. Эти скопления свободного газа обусловлены процессами галогенного метасоматоза в зонах поглощения гидродинамических систем, водные растворы которых содержали газ. Условия сохранения скоплений свободного

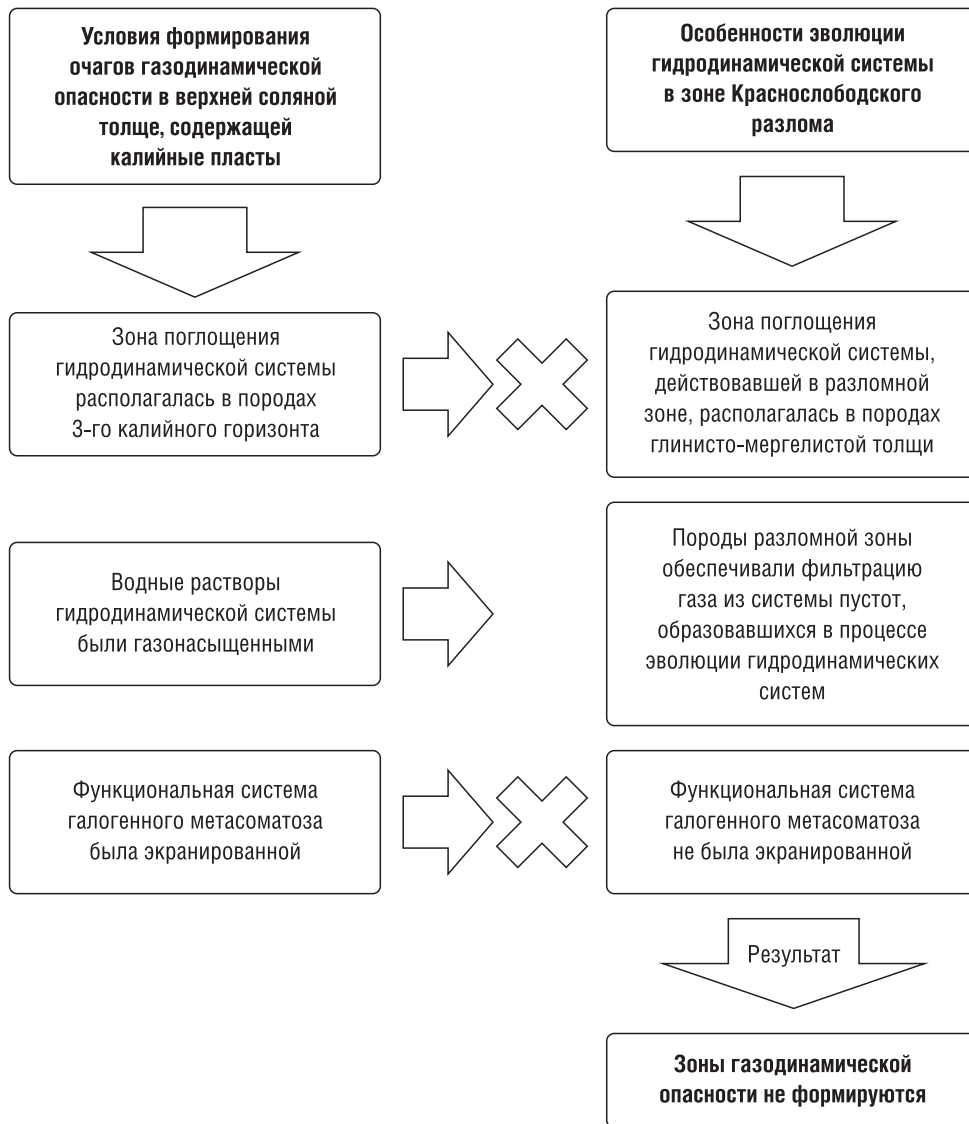


Рис. 4. Блок-схема оценки газодинамической опасности зоны Краснослободского разлома
 Fig. 4. A block diagram of the evaluation of gas-dynamic danger zone of Краснослободский fracture

газа в соляном породном массиве длительное геологическое время, закономерности их группирования и размещения по площади Старобинского месторождения свидетельствуют о том, что они приурочены к центральной части месторождения. Можно утверждать, что очаги ГДЯ располагаются во внутренних частях Центрального и Восточного блоков Старобинского месторождения калийных солей и отсутствуют в зонах, прилегающих к региональным тектоническим нарушениям, малоамплитудным разрывным тектоническим нарушениям с амплитудой сброса 3,0 м и более, а также южной краевой зоне. Отсутствие ГДЯ в зонах, прилегающих к тектоническим нарушениям, и, как следствие, в самих тектонических нарушениях, а также в южной краевой зоне достаточно корректно объясняется с позиций теории геологического механизма образования очагов ГДЯ. В этих зонах не выполнялось условие экранированности гидродинамических систем, так как и разрывные нарушения, и краевая зона являются дренирующими системами, способствующими рассеиванию потоков газонасыщенных водных растворов.

Обобщая данные по геологическому механизму образования очагов ГДЯ в условиях Старобинского месторождения калийных солей и закономерностям распределения газодинамических явлений по площади месторождения, можно предположить, что разломная зона, 12-й глинисто-мергелистый и 11-й соляной горизонты на участке Краснослободского разлома потенциально являются неопасными по газодинамическим явлениям в связи с тем, что:

зона поглощения гидродинамической системы, действовавшей в разломной зоне, располагалась в породах глинисто-мергелистой толщи;

функциональная система метасоматоза не была экранированной, так как зона Краснослободского разлома представляла собой дренажную систему, по которой газонасыщенные водные растворы мигрировали в вышележащую толщу пород и рассеивались, предположительно, в глинисто-мергелистой толще;

в разломной зоне, представленной трещиноватыми, брекчированными породами, градиент давления газа в системе пустот хотя бы в одной ее части превышал начальный градиент фильтрации для данного массива пород и происходила фильтрация газа в породы, и он безвозвратно рассеивался, а массив со временем стремился восстановить свою однородность.

Таким образом, в зоне Краснослободского разлома и прилегающих породах отсутствовали условия для формирования квазиизолированной системы пустот – очагов ГДЯ, в которых давление газа препятствовало бы уплотнению и упрочнению пород.

Заключение. Установлены особенности геологического строения Краснослободской разломной зоны Старобинского месторождения калийных солей в верхней соляной толще, содержащей пласты полезного ископаемого. Выявлен механизм эволюции гидродинамических систем в разломной и приразломной зонах. Определено, что зона поглощения гидродинамической системы, действовавшей в разломной зоне, располагалась в породах глинисто-мергелистой толщи, расположенной выше горизонтов возможного ведения горных работ. Функциональная система галогенного метасоматоза не была экранированной, а трещиноватые, брекчированные породы разломной зоны обеспечивали фильтрацию газа из системы пустот, которые образовались в процессе эволюции гидродинамических систем. Таким образом, в Краснослободской разломной зоне в пределах верхней соляной толщи отсутствовали условия формирования опасных очагов газодинамических явлений, таких как внезапные выбросы соли и газа, отжимы призабойной части пород и обрушения пород кровли. Соответственно, существует возможность безопасного ведения горных работ, таких как проходка пересекающих выработок и вскрывающих уклонов через разломную зону.

Список использованных источников

1. Пермяков, Р. С. Внезапные выбросы соли и газа / Р. С. Пермяков, Н. М. Проскураков. – Л.: Недра, 1972. – 180 с.
2. Проскураков, Н. М. Газодинамические явления на Солигорских калийных рудниках / Н. М. Проскураков, В. Д. Фомина, В. К. Рожков. – Минск: Полымя, 1974. – 212 с.
3. Проскураков, Н. М. Внезапные выбросы породы и газа в калийных рудниках / Н. М. Проскураков. – М.: Недра, 1980. – 264 с.
4. Ковалев, О. В. Борьба с газодинамическими явлениями на калийных рудниках / О. В. Ковалев // Безопасность труда в промышленности. – 1980. – № 6. – С. 51–53.

5. Ковалев, О. В. Особенности безопасной разработки калийных месторождений / О. В. Ковалев, В. С. Ливенский, Л. В. Былино. – Минск: Полымя, 1982. – 96 с.
6. Проскуряков, Н. М. Управление газодинамическими процессами в пластах калийных руд / Н. М. Проскуряков, О. В. Ковалев, В. В. Мещеряков. – М.: Недра, 1988. – 239 с.
7. Проскуряков, Н. М. Управление состоянием массива горных пород / Н. М. Проскуряков. – М.: Недра, 1991. – 368 с.
8. Андрейко, С. С. Механизм образования очагов газодинамических явлений в соляном породном массиве / С. С. Андрейко. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 196 с.
9. Нестеров, Е. А. Исследование и разработка методов прогнозирования и способов предотвращения внезапных отжимов призабойной части пород при отработке калийных пластов: дис. ... канд. техн. наук / Е. А. Нестеров. – Пермь, 2016. – 152 с.
10. Определение критической величины газового давления, способного вызвать газодинамические явления при разработке сильвинитового пласта / С. С. Андрейко [и др.] // Изв. вузов. Горный журнал. – 2013. – №5. – С. 22–28.
11. Барях, А. Б. О механизме локализации очагов газодинамических явлений в почве сильвинитовых пластов / А. Б. Барях, С. С. Андрейко, А. К. Федосеев // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Геология. Нефтегаз. и гор. дело. – 2017. – Т. 16, №3. – С. 247–254. <http://dx.doi.org/10.15593/2224-9923/2017.3.5>
12. Параметры профилактической дегазации пород почвы горных выработок при слоевой отработке Третьего калийного пласта на рудниках ОАО «Беларуськалий» / С. С. Андрейко [и др.] // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Геология. Нефтегаз. и гор. дело. – 2017. – Т. 16, №3. – С. 280–290. <http://dx.doi.org/10.15593/2224-9923/2017.3.9>
13. Литвиновская, Н. А. Газоносность и газодинамические характеристики пород почвы при слоевой выемке Третьего калийного пласта в условиях рудников ОАО «Беларуськалий» / Н. А. Литвинская // Стратегия и процессы освоения георесурсов: сб. науч. тр. / Горн. ин-т УрО РАН. – Пермь, 2016. – Вып. 14. – С. 255–258.
14. Исследования газоносности пород пласта Третьего калийного горизонта Старобинского месторождения / В. А. Тараканов [и др.] // Горн. журн. – 2010. – №8. – С. 25–27.
15. Геомеханическое моделирование внезапных разрушений пород почвы горных выработок / И. А. Подлесный [и др.] // Горн. журн. – 2010. – №8. – С. 28–30.

References

1. Permyakov R. S., Proskuryakov N. M. *The Udden Release of Gas and Salt*. Leningrad, Nedra Publ., 1972. 180 p. (in Russian).
2. Proskuryakov N. M., Fomina V. D., Rozhkov V. K. *Gas-Dynamic Phenomena at Soligorsk Potash Mines*. Minsk, Polymya Publ., 1974. 212 p. (in Russian).
3. Proskuryakov N. M. *Outbursts of Rock and Gas in the Potash Mines*. Moscow, Nedra Publ., 1980. 264 p. (in Russian).
4. Kovalev O. V. Control of gas-dynamic phenomena in potash mines. *Bezopasnost' truda v promyshlennosti = Occupational Safety in Industry*, 1980, no. 6, pp. 51–53 (in Russian).
5. Kovalev O. V., Livenskii V. S., Bilino L. V. *Features of Safe Development of Potash Deposits*. Minsk, Polymya Publ., 1982. 96 p. (in Russian).
6. Proskuryakov N. M., Kovalev O. V., Meshcheryakov V. V. *Control of Gas-Dynamic Processes in the Layers of Potassium Ores*. Moscow, Nedra Publ., 1988. 239 p. (in Russian).
7. Proskuryakov N. M. *Rock Mass Condition Management*. Moscow, Nedra Publ., 1991. 368 p. (in Russian).
8. Andreiko S. S. *Mechanism of Formation of Gas-Dynamic Phenomena Foci in the Salt Rock Mass*. Perm', Publishing house of the Perm State Technical University, 2008. 196 p. (in Russian).
9. Nesterov E. A. *Research and Development of Methods of Forecasting and Ways to Prevent Sudden Extraction of Bottom-Hole Rocks in the Development of Potash Layers*. Perm', 2016. 152 p. (in Russian).
10. Andreiko S. S., Lyalina T. A., Ivanov O. V., Nesterov E. A. Defining a certain critical value of gas pressure, which can cause gas bursts in developing of silvinitic formation. *Izvestiya vuzov. Gornii jurnal = News of the Higher Institutions. Mining Journal*, 2013, no. 5, pp. 22–28 (in Russian).
11. Baryah A. B., Andreiko S. S., Fedoseev A. K. About the mechanism of localization of gas dynamic phenomena focuses in the bedrock of silvinitic formations. *Perm Journal of Petroleum and Mining Engineering*, 2017, vol. 16, no. 3, pp. 247–254. <http://dx.doi.org/10.15593/2224-9923/2017.3.5>
12. Andreiko S. S., Luk'yanets E. V., Litvinovskaya N. A., Nesterov E. A., Bobrov D. A., Polyakov A. L., Lutovich E. A. Parameters of preventive gas removal from mine bedrocks during the layer mining of the Third potash formation at mines of Belaruskali JSC. *Perm Journal of Petroleum and Mining Engineering*, 2017, vol. 16, no. 3, pp. 280–290. <http://dx.doi.org/10.15593/2224-9923/2017.3.9>
13. Litvinovskaya N. A. The gas content and gas-dynamic characteristics of rocks of the layered soil in the excavation of the Third potassium seam in mines of Belaruskali JSC. *Strategiya i processy osvoeniya georesursov: sb. nauch. tr. [Strategy and Development of Geo-Resources: Collection of Scientific Works]*. Perm', Mining Institute of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2016. Issue 14, pp. 255–258 (in Russian).
14. Tarakanov V. A., Golovaty I. I., Beresnev S. P., Andreiko S. S., Ivanov O. V. The rock gas-bearing capacity researches of the Starobin deposit Third potash level seam. *Gornyi Zhurnal*, 2010, no. 8, pp. 25–27 (in Russian).
15. Podlesny I. A., Beresnev S. P., Andreiko S. S., Nekrasov S. V., Litvinovskaya N. A. Geomechanical modeling of the sudden collapse of roadways floor rocks. *Gornyi Zhurnal*, 2010, no. 8, pp. 28–30 (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

Головатый Иван Иванович – директор, ОАО «Беларуськалий» (ул. Коржа, 5, 223710, Солигорск, Минская область, Республика Беларусь). E-mail: belaruskali.office@kali.by

Прушак Виктор Яковлевич – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, директор, Солигорский Институт проблем ресурсосбережения с Опытным производством (ул. Козлова, 69, 223710, Солигорск, Минская область, Республика Беларусь). E-mail: ipr@sipr.by

Information about the authors

Pyotr A. Vitiaz – 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

Ivan I. Golovaty – General Director, JSC “Belaruskali” (5, Korzh Str., 223710, Soligorsk, Minsk Region, Republic of Belarus). E-mail: belaruskali.office@kali.by

Victor Y. Prushak – Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Director, Soligorsk Institute of Resources Saving Problems with Pilot Production (69, Kozlov Str., 223710, Soligorsk, Minsk Region, Republic of Belarus). E-mail: ipr@sipr.by

УЧЕНЫЕ БЕЛАРУСИ
SCIENTISTS OF BELARUS**СЕРГЕЙ АНТОНОВИЧ ЧИЖИК****(К 60-летию со дня рождения)**

Известный ученый и организатор науки в области микро- и наномеханики поверхностей, нанодиагностики Сергей Антонович Чижик родился 28 мая 1959 г. в д. Осмолово Несвижского района Минской области. В 1980 г. окончил механико-математический факультет Белорусского государственного университета.

Первым местом работы С. А. Чижика в 1980 г. стал академический Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого (ИММС), где молодой специалист сформировался как ученый, определил направления своих научных исследований – трибомеханика прецизионного контакта, изучение поверхностей на микро- и наноуровнях, наноматериаловедение, нанодиагностика поверхностных слоев материалов методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) и др. Исследования, проводимые в институте в первой половине 1980-х годов, решали задачу моделирования шероховатого контакта в трибологии, определяли важность учета в теории трения наименее масштабного уровня шероховатости – молекулярной (субшероховатости), и опережали почти на 10 лет возникновение новой области трибологии – нанотрибологии. Результаты данных исследований легли в основу кандидатской и докторской диссертаций Сергея Антоновича, которые он успешно защитил в 1987 и 1998 гг.

Уже в период работы в ИММС проявилось важное качество С. А. Чижика – делать результаты теоретических исследований используемыми для других ученых и на практике. Так, в 1987–1989 гг. был успешно выполнен цикл исследований по решению практически важной проблемы оптимизации топографии поверхностей в сопряжении магнитный диск – магнитная головка, реализованный в виде компьютерных программ и инженерных методик. Работа инициировалась потребностью крупнейшего производителя магнитных дисков в СССР НПО «Сигма» (Литва). В 1994 г. с группой ученых он выполнил разработку и выступил инициатором производства атомно-силовых микроскопов, в том числе специализированных для наноструктурного материаловедения, нанометрологии, субмикрорэлектроники и клеточных технологий. Новые поколения данного оборудования активно используются не только в научных, но и в заводских лабораториях в Беларуси и за рубежом.

В 1999 г. Сергей Антонович возглавил лабораторию микромеханики, которая в связи с чрезвычайной востребованностью разрабатываемых методик АСМ, активизацией исследований в области наноматериаловедения и нанотехнологий переросла в 2002 г. в отдел микромеханики в ИММС. В 2002 г. был приглашен на работу в Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси (ИТМО) заведующим лабораторией нанопроцессов и наноматериалов, а в 2007–2008 гг. ученый одновременно занимал должность заместителя директора по научной работе.

Организаторские способности и авторитет ученого высоко оценены руководством Национальной академии наук Беларуси: в 2008 г. Сергей Антонович стал заместителем, в 2009–2012 гг. – главным ученым секретарем НАН Беларуси, в 2012–2014 гг. – заместителем Председателя Президиума НАН Беларуси. В 2014 г. он назначен первым заместителем Председателя Президиума НАН Беларуси.



Сергей Антонович успешно совмещает организационную и научную, а также педагогическую деятельность. Он продолжает руководить лабораторией нанопроцессов и наноматериалов в ИТМО, преподавал в качестве профессора в Белорусском государственном университете, Гомельском государственном университете имени Ф. Скорины. Будучи профессором кафедры на механико-математическом факультете Белорусского государственного университета, С. А. Чижик разработал курсы «Механика контактного взаимодействия» и «Методы механики в микро- и нанотехнологиях». При его непосредственном участии открыта новая кафедра «Микро- и наносистемная техника» и читаются лекции по ряду спецкурсов на приборостроительном факультете Белорусского национального технического университета, развивается научная школа наномехаников. В 2005–2006 гг. в качестве эксперта он был приглашен для чтения лекций по теме «Механика контактов наноструктурированных материалов применительно к биологическим подшипникам» в Гданьский политехнический университет (Польша). С. А. Чижик подготовил 9 кандидатов наук.

Талантливый ученый – автор более 450 научных трудов, в том числе 8 монографий, 40 авторских свидетельств и патентов. Он является членом редколлегий журналов «Доклады НАН Беларуси», «Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук», «Механика машин, механизмов и материалов», «Инженер-механик», «Tribology», а также многих государственных, межведомственных и межправительственных комиссий и комитетов.

Заслуги ученого и организатора науки отмечены научным сообществом и государством. В 2009 г. Сергей Антонович избран членом-корреспондентом, а в 2014 г. – академиком НАН Беларуси, он является почетным доктором Вьетнамской академии наук и технологий (2014 г.), Института химии новых материалов НАН Беларуси (2015 г.). В 2014 г. награжден орденом Почета, а в 2016 г. в составе научно-производственного коллектива удостоен Государственной премии Республики Беларусь.

Сергей Антонович разработал статистические модели контакта многоуровневых шероховатых поверхностей в условиях эффективного действия поверхностных сил, которые использовались при проектировании изделий микромеханики; создал компьютерные модели зоны фактического контакта на базе данных АСМ анализа топографии и локальных свойств контактных поверхностей; разработал (в составе коллектива) уникальное оборудование для комплексного анализа поверхностей на наноуровне, новые АСМ процедуры на базе статической и динамической силовой спектроскопии, осциллирующей трибологии. Ученый создал методологию мембранно-капиллярного транспорта для контролируемого формирования на острие зонда единичных нанообъектов, а также развивает новые научные направления – нанотомографию приповерхностного слоя и эластографию клеток.

Удивительное сочетание человеческих качеств – внимательное отношение к людям, открытость, а также высокий профессионализм и организаторские способности позволили С. А. Чижикуну снискать авторитет чуткого и доброжелательного человека, талантливого ученого и мудрого руководителя. Мы искренне поздравляем Сергея Антоновича с юбилеем, желаем ему творческих успехов, плодотворной научно-организационной и исследовательской деятельности, крепкого здоровья и осуществления всех творческих замыслов.

*Отделение физико-технических наук НАН Беларуси
Редколлегия журнала «Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук»*

ВАЛЕРИЙ МИХАЙЛОВИЧ ФЕДОСЮК**(К 65-летию со дня рождения)**

17 июня исполнилось 65 лет члену-корреспонденту Национальной академии наук, доктору физико-математических наук, ученому в области физики твердого тела Валерию Михайловичу Федосюку.

Родился Валерий Михайлович в 1954 г. в г. Марьина Горка Минской области. В 1976 г. окончил Белорусский государственный университет и в этом же году пришел работать в академический Институт физики твердого тела и полупроводников. Так началась многолетняя научно-исследовательская деятельность В. М. Федосюка. Ученый прошел долгий и плодотворный путь от стажера-исследователя до генерального директора одного из крупнейших учреждений – Научно-практического центра Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, в состав которого сейчас входят 7 институтов.

Основное направление научной деятельности талантливого ученого – физика магнетизма и магнитных материалов, наноразмерные магнитные структуры. Валерий Михайлович выполнил систематические исследования структуры и магнитных свойств аморфных и нанокристаллических магнитомягких и магнито жестких пленок сплавов элементов группы железа с рядом металлоидов и тугоплавких металлов. Смоделировал и экспериментально подтвердил процесс перемагничивания двухслойных обменно-связанных пленок, а также пленок со столбчатым типом микроструктуры и перпендикулярной магнитной анизотропией. Создал приоритетное направление по получению и исследованию наноразмерных многослойных магнитных структур с толщиной слоев вплоть до нескольких атомных слоев посредством импульсного электролитического осаждения. В результате проведенных исследований многослойных систем Co/Cu, Fe/Cu, CoNiW/Cu, CoFeP/Cu, Co/Ag и других выявил роль «поверхностной» анизотропии границы раздела слоев в характере проявления физических свойств наноразмерных многослойных пленок. Эти исследования заложили научные основы создания покрытий для эффективной защиты электронных приборов от электромагнитных помех в условиях космоса.

Ученый обнаружил эффект изотропного «гигантского» магнитосопротивления, обусловленный преимущественным рассеянием электронов проводимости с различной нанонаправленностью спина на магнитных моментах соседних нанослоев с повторяющейся антипараллельной ориентацией. Получил и исследовал системы, состоящие из диамагнитной матрицы и наноразмерных магнитоупорядоченных кластеров. Методами квантовой магнитотерапии выяснил роль взаимодействия магнитных кластеров в проявлении суперпарамагнитных свойств таких систем и влияния на величину их «гигантского» магнитосопротивления. Разработал методы получения и исследования мультислойных и гранулированных нанопроволок с максимальным эффектом «гигантского» магнитосопротивления. Получил наноразмерные многослойные структуры нового «сплин-клапанного» типа с уникальными магниторезистивными свойствами. Разработал и запатентовал ряд наноразмерных магнитных структур, перспективных для практического использования.

Результаты многолетних исследований легли в основу кандидатской, а затем докторской диссертаций, а также отражены в более 300 научных трудов, в том числе в 14 авторских и коллективных монографиях, около 40 авторских свидетельств и патентов.



Научные достижения Валерия Михайловича и коллектива под его руководством неоднократно отмечались на государственном уровне. За работу «Магнитные структуры и физические свойства многокомпонентных систем с переходами и редкоземельными элементами, разработка новых магнитных материалов, создание и производство элементов и устройств электронной техники» в 2004 г. была присуждена Государственная премия Республики Беларусь, а в 2015 г. за цикл работ «Материалы и пленочные гетероскутеры для устройств спинтроники и магноники» – премия РАН и НАН Беларуси.

Отмечен и личный вклад ученого в развитие отечественной науки множеством различных наград. Так, в 1983 г. Валерий Михайлович награжден почетным знаком «Изобретатель СССР», в 2004 г. – медалью Франциска Скорины, в 2017 г. – Почетной грамотой Администрации Президента Республики Беларусь. В 2014 г. В. М. Федосюк присуждено звание «Заслуженный деятель науки», в этом же году он избран членом-корреспондентом Национальной академии наук Беларуси.

Свободное владение иностранными языками (английским, итальянским, испанским) позволяет ученому не только знакомиться с последними достижениями мировой науки, но и представлять успехи белорусского материаловедения на международном уровне. Валерий Михайлович неоднократно стажировался в научно-исследовательских учреждениях Европы, США, Индии, принимал участие в издании коллективных научных трудов (7 монографий из 14) за рубежом. Он является членом Международного электрохимического общества, почетным профессором университета г. Сантьяго де Компастелла (Испания).

В. М. Федосюк является членом редколлегий международных научных и научно-практических периодических изданий, таких как «Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук», «Полимерные материалы и технологии» и др. Он выступает активным популяризатором белорусской науки в изданиях для широкой аудитории.

Валерий Михайлович уделяет много времени подготовке научных кадров. Под его научным руководством 4 молодых ученых успешно защитили кандидатские диссертации. В НПЦ по материаловедению стараются поддержать и удержать молодых перспективных специалистов, создают условия, чтобы они могли проявить свои лучшие качества.

Несомненно, что достижению успеха на научном поприще способствовали такие черты характера ученого, как внутренняя дисциплина, организованность, привычка к труду, физическая закалка. Валерий Михайлович активно занимается спортом сам и поддерживает стремление своих сотрудников к поддержанию физической формы.

Неутомимый исследователь, организатор науки В. М. Федосюк – доброжелательный и отзывчивый человек, талантливый ученый и патриот, что обеспечивает ему высокий авторитет у научной общественности и коллег. Поздравляем Валерия Михайловича с 65-летием и сердечно желаем ему крепкого здоровья, творческих свершений и открытий, счастья и благополучия.

*Отделение физико-технических наук НАН Беларуси
Редколлегия журнала «Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук»*