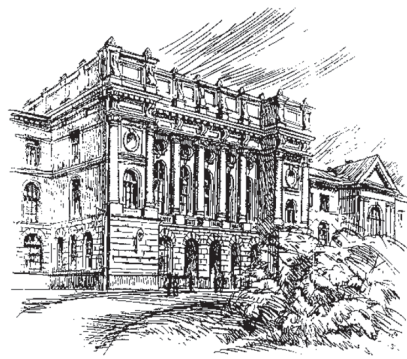


Том 25, №4, 2019



Научно-технические ведомости СПбПУ.

Естественные и инженерные науки

Санкт-Петербург

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ВЕДОМОСТИ СПбПУ. ЕСТЕСТВЕННЫЕ И ИНЖЕНЕРНЫЕ НАУКИ
ST. PETERSBURG POLYTECHNIC UNIVERSITY
JOURNAL OF ENGINEERING SCIENCES AND TECHNOLOGY

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ ЖУРНАЛА

Васильев Ю.С., главный редактор, научный руководитель
СПбПУ, академик РАН

Вайсберг Л.А., академик РАН

Згуровский М.З., ин. член РАН, академик НАН Украины

Костюк В.В., академик РАН

Лагарьков А.Н., академик РАН

Окрепилов В.В., академик РАН

Патон Б.Е., академик НАН Украины и РАН

Рудской А.И., академик РАН

Федоров М.П., академик РАН

Фортвов В.Е., академик РАН

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ ЖУРНАЛА

Васильев Ю.С., главный редактор, научный руководитель
СПбПУ академик РАН

Кондратьев С.Ю., зам. главного редактора, д-р техн. наук,
профессор СПбПУ

Аксёнов Л.Б., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Башикарёв А.А., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Гордеев С.К., д-р техн. наук, ст. научн. сотр. ЦНИИМ

Гумениук В.И., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Забойн В.Н., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Каляев И.А., академик РАН

Колсун Михал, профессор Технического университета
г. Кошице (Словакия)

Кириллов А.И., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Коровкин Н.В., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Митяков А.В., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Михайлов В.Г., д-р техн. наук, профессор Бранденбургского
ТУ (Германия)

Райчик Ярослав, д-р техн. наук, профессор Ченстоховского
политехнического университета (Польша)

Рамасуббу С., PhD, Директор по исследованиям BISS,
ITW-India (P) Ltd (Индия)

Сергеев В.В., д-р техн. наук, профессор, проректор СПбПУ
чл-корр РАН,

Тендлер М.Б., ин. член РАН, KTH Royal Institute
of Technology (Швеция)

Титков В.В., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Толочко О.В., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

Фокин Г.А., д-р техн. наук, генеральный директор
ООО «Газпром трансгаз Санкт-Петербург»

Цеменко В.Н., д-р техн. наук, зав. каф. СПбПУ

Журнал с 1995 года издается под научно-методическим руководством Российской академии наук.

Журнал с 2002 года входит в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук.

Сведения о публикациях представлены в Реферативном журнале ВИНТИ РАН, в международной справочной системе «Ulrich's Periodical Directory», в базах данных «Российский индекс научного цитирования» (РИНЦ), Google Scholar, EBSCO, ProQuest, ROAD, Index Copernicus, CNKI, RSCI (WoS).

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия (свидетельство ПИ № ФС77-69285 от 6 апреля 2017 г.)

EDITORIAL COUNCIL

Vasiliev Yu.S. — head of the editorial council, full member of the Russian Academy of Sciences, Scientific director of the Peter the Great St. Petersburg polytechnic university

Vaisberg L.A. — full member of the Russian Academy of Sciences

Zgurovskiy M.Z. — foreign member of the Russian Academy of Sciences, full member of the National Academy of Sciences of Ukraine

Kostiuk V.V. — full member of the Russian Academy of Sciences

Lagar'kov A.N. — full member of the Russian Academy of Sciences

Okrepilov V.A. — full member of the Russian Academy of Sciences

Paton B.E. — full member of the Russian Academy of Sciences and the National Academy of Sciences of Ukraine

Rudskoy A.I. — full member of the Russian Academy of Sciences

Fedorov M.P. — full member of the Russian Academy of Sciences

Fertov V.E. — full member of the Russian Academy of Sciences

JOURNAL EDITORIAL BOARD

Vasiliev Yu.S. — editor-in-chief, full member of the Russian Academy of Sciences, Scientific director of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University

Kondrat'ev S.Yu. — deputy editor-in-chief, Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Aksenov L.B. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Bashkarev A.Ya. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Gordeev S.K. — Dr.Sc. (tech.), prof. CNIIM

Gumenyuk V.I. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Zaboin B.N. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Kayaev I.A. — full member of the Russian Academy of Sciences

Kolcun Michal — Ph.D., Technical University of Kosice (Slovak Republic)

Kirillov A.I. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Korovkin N.V. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Mityakov A.V. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Michailov V.G. — Dr.Sc. (tech.), prof. BTU (Germania)

Raychik Ya. — Dr.Sc. (tech.), prof. Czestochova Polytechnic University (Poland)

Ramasubbu S. — PhD, Lifetime Fellow, Indian Academy of Science, Research Director BISS, ITW-India (P) Ltd (India)

Sergeev V.V. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU, corresponding member of the RAS

Tendler M.B. — foreign member of the Russian Academy of Sciences, KTH Royal Institute of Technology (Sweden)

Titkov V.V. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Tolochko O.V. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

Fokin G.A. — Dr.Sc. (tech.), General Director of LLC «Gazprom Transgaz St. Petersburg»

Tsamenko V.N. — Dr.Sc. (tech.), Head of Chair SPbPU

С 2005 года журнал включен в базу данных «Российский индекс научного цитирования» (РИНЦ), размещенную на платформе Научной электронной библиотеки на сайте <http://www.elibrary.ru>

При перепечатке материалов ссылка на журнал обязательна.

Точка зрения редакции может не совпадать с мнением авторов статей.

Адрес редакции и издательства: Россия, 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29.
Тел. редакции (812) 294-22-86.

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2019

Содержание

К юбилею Альберта Яковлевича Башкарева	5
Энергетика	
Нигматулин Б.И. Атомная энергетика в мире. Состояние и прогноз до 2050 года	6
Федоров М.П., Назарычев А.Н., Таджибаев А., Коровкин Н.В. Задачи управления техническим состоянием оборудования АЭС	23
Кортиков Н.Н. Неопределенности при моделировании теплового состояния охлаждаемой лопатки газовой турбины	31
Галаев С.А., Кириллов А.И., Рис В.В., Смирнов Е.М. Численное моделирование нестационарного течения в последней ступени и выходном патрубке мощной паровой турбины	42
Машиностроение	
Попов А.И. Технологические аспекты струйной электролитно-плазменной обработки	54
Металлургия и материаловедение	
Стрижиус В.Е. Механизмы накопления усталостного повреждения при сложном программном нагружении слоистых композитов: существующие гипотезы	71
Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Петкова А. Исследование влияния низких температур и деформаций на свойства аустенитной стали 12X18H10T	83
Семенов А.С., Гецов Л.Б. Экстраполяционные методы прогнозирования термоусталостной долговечности монокристаллических сплавов	94
Озерской Н.Е., Попович А.А., Ермаков Б.С. Получение сферических порошков сплава ВТ6 для применения в технологии селективного лазерного плавления	107
Ким А.Э., Озерской Н.Е., Ермаков Б.С., Попович А.А. Синтез нанопорошка нитрида алюминия в индуктивно-связанной азотной плазме	116
Хроника	
Демидов А.И. Дмитрий Константинович Чернов и Политехнический институт – развитие российской школы материаловедения	124

Contents

Celebrating Albert Bashkarev's Anniversary	5
Power Engineering	
Nigmatulin B.I. Nuclear industry in the world. State and forecast up to 2050	6
Fedorov M.P., Nazarychev A.N., Tadjibaev A., Korovkin N.V. Problems of controlling the technical state of equipment in nuclear power plants	23
Kortikov N.N. Uncertainties in modeling the thermal state of cooled gas turbine blade	31
Galaev S.A., Kirillov A.I., Ris V.V., Smirnov E.M. Numerical simulation of unsteady flow in last stage and exhaust hood of a powerful steam turbine	42
Mechanical engineering	
Popov A.I. Technological aspects of jet electrolytic plasma processing	54
Metallurgy and materials science	
Strizhius V.E. Mechanisms for fatigue damage accumulation in layered composites under complex program loading: existing hypotheses	71
Vologjanina S.A., Igolkin A.F., Petkova A. Study of effect of low temperature and deformation on properties of austenitic steel 12KH18N10T	83
Semenov A.S., Getsov L.B. Extrapolation methods for predicting thermal fatigue life of single crystal superalloys	94
Ozerskoi N.E., Popovich A.A., Ermakov B.S. Obtaining spherical powders of grade 5 alloy for application in selective laser melting technology	107
Kim A.E., Ozerskoi N.E., Ermakov B.S., Popovich A.A. Synthesis of aluminum nitride nanopowder in inductively coupled nitrogen plasma	116
Chronicle	
Demidov A.I. Dmitry Konstantinovich Chernov and Polytechnic institute: evolution of russian school of materials science	124

К ЮБИЛЕЮ АЛЬБЕРТА ЯКОВЛЕВИЧА БАШКАРЕВА



А.Я. Башкарев. Выступление с докладом на конференции работников и обучающихся ФГАОУ ВО «СПбПУ», 2017 г.

Альберт Яковлевич Башкарев родился 15 августа 1939 г. в деревне Марково Калининской области. В 1966 году окончил механико-машиностроительный факультет Ленинградского политехнического института по специальности «Строительные и дорожные машины и оборудование». В этом же году был принят ассистентом на кафедру «Технологические и транспортные системы». В 1972 году успешно защитил кандидатскую диссертацию. С 1975 г. работал на той же кафедре в должности старшего преподавателя, а затем в должности доцента с 1977 по 1986 г., профессор с 1986 года, заведующий кафедрой. С 1975 г. по 1978 г. А.Я. Башкарев также был заместителем декана, а в период с 1984 г. по 1994 г. деканом механико-машиностроительного факультета. В 1988 году защитил докторскую диссертацию. В 1994 году Альберт Яковлевич был назначен проректором по научной работе ЛПИ.

В своей профессиональной деятельности А.Я. Башкарев основное внимание уделяет работе над проблемами надежности и долговечности тяжело нагруженных механизмов, в частности, строительной техники, увеличения их долговечности за счет применения в узлах трения композиционных материалов на основе полимеров. Специалист в

области диагностики и прогнозирования разрушения конструкций.

Башкарев А.Я. поддерживает международные научные связи с высшими учебными заведениями Германии, Польши, Чехии, Финляндии. Академик Санкт-Петербургской инженерной академии, Академии проблем качества и Украинской академии подъемно-транспортных машин. Практические результаты научно-исследовательской работы были отмечены несколькими медалями ВДНХ СССР. Он стал лауреатом государственной премии РФ в области науки и техники (2004), также был награжден Орденом Почета, медалью «За трудовую доблесть», знаком «Отличник высшей школы». В 2017 году Альберт Яковлевич Башкарев был награжден знаком и дипломом «Почетный работник Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого». А.Я. Башкарев автор около 180 научных трудов, в том числе 10 изобретений, 3 монографий.

Редакционный совет и редакционная коллегия журнала «Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки» поздравляет Альберта Яковлевича Башкарева с 80-летием и желает ему здоровья, благополучия, и творческих успехов.

DOI: 10.18721/JEST.25401
УДК 602.9

Б.И. Нигматулин

Институт проблем энергетики, г. Москва, Россия

АТОМНАЯ ЭНЕРГЕТИКА В МИРЕ. СОСТОЯНИЕ И ПРОГНОЗ ДО 2050 ГОДА

Рассмотрена ретроспектива строительства и подключения к сети энергоблоков АЭС в мире в период 1954–2018 гг. Дана оценка классификации аварий на АЭС и их влияние на развитие атомной энергетики. В том числе на динамику ввода энергоблоков АЭС. Представлена динамика электропроизводства на АЭС в мире в период 1970–2018 гг. Проанализированы разведанные и извлекаемые запасы, объемы добычи и потребности природного урана для электропроизводства на АЭС в мире. Составлен прогноз роста суммарной установленной мощности энергоблоков АЭС в мире до 2050 г, прогноза роста мирового электропроизводства на АЭС, а также, прогнозы роста мирового потребления урана и его разведанных запасов в 2016–2050 гг.

Ключевые слова: атомная энергетика, макроэкономика, электрогенерация, АЭС, генерирующие мощности, прогнозирование

Ссылка при цитировании:

Нигматулин Б.И. Атомная энергетика в мире. Состояние и прогноз до 2050 года // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 6–22. DOI: 10.18721/JEST.25401

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

B.I. Nigmatulin

Institute of Energy Problems, Moscow, Russia

NUCLEAR INDUSTRY IN THE WORLD. STATE AND FORECAST UP TO 2050

The stages (1970–2018), forecasts and prospects for development of the nuclear power industry in the world, in Russia and in other countries (2019–2050) are considered. The issues of nuclear fuel supply are analyzed. The paper presents an overview of construction and grid connection of nuclear power plants in the world in 1954–2018. We have given a classification for accidents at nuclear power plants and their impact on development of the nuclear industry is assessed. We have considered the dynamics of electricity generation at nuclear power units in 1970–2018, analyzing the explored and recoverable reserves, production volumes and the demand for natural uranium. We have composed a forecast for projected growth in total installed capacity of nuclear power units in the world up to 2050, a forecast for growth in global electricity generation at nuclear power plants, as well as forecasts for growth in global consumption of uranium and its proven reserves in 2016–2050.

Keywords: nuclear power engineering, macroeconomics, electric generation, NPP, generating power, forecasting

Citation:

B.I. Nigmatulin, Nuclear industry in the world. State and forecast up to 2050, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 6–22. DOI: 10.18721/JEST.25401

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)



Введение. С пуском Первой в мире АЭС в Обнинске в 1954 г. началось развитие гражданской атомной энергетики в России и в мире. В последующем ее развитие претерпело целый ряд драматических моментов, которые в первую очередь были связаны с крупномасштабными авариями на АЭС «Три-Майл-Айленд» (США, 1979 г.), Чернобыльской АЭС (СССР, Украина, 1986 г.) и АЭС «Фукусима-1» (Япония, 2011 г.).

На первоначальном этапе (1960–1979 гг. и до 1986 г.) происходило бурное развитие атомной энергетики в мире, обсуждалась даже ее мессианская роль для будущего развития человечества как относительно дешевого, потенциально безграничного источника энергии. Считалось, что развитие атомной энергетики только на АЭС с реакторами на тепловых нейтронах будет ограничиваться недостаточным объемом извлекаемых запасов природного урана по доступной себестоимости. Так как в этих реакторах неэффективно используется энергия, запасенная в природном уране (всего около 1 %).

Это стимулировало во многих странах разработку технологий замкнутого ядерного топливного цикла (ЗЯТЦ) с реакторами на быстрых нейтронах (РБН), в первую очередь охлаждаемых натрием. В этих реакторах использование энергии, запасенной в природном уране, увеличивается в 50 раз. В СССР и во Франции были построены опытно-промышленные АЭС с реакторами на быстрых нейтронах.

На втором этапе (1980–1990 гг. и до 2011 г.), после аварии на АЭС «Три-Майл-Айленд» (США, 1979 г.), Чернобыльской АЭС (СССР, Украина, 1986 г.), вопросы безопасности АЭС стали главными проблемами, ограничившими развитие атомной энергетики. Во многих странах, включая Советский Союз, кардинально изменилось общественное мнение в вопросе атомной энергетики. Возникли массовые экологические движения, выступившие против строительства АЭС. Как следствие, ужесточились требования к их безопасности. Соответственно, произошло существенное усложнение проектов

АЭС и удорожание их строительства. Кроме того, с внедрением парогазового цикла, заметно повысилась конкурентоспособность газовых ТЭС (ПГУ с КПД до 55–60 %) по сравнению с традиционным паротурбинным циклом (с КПД до 38–40 %), а также в период 1986 – 2005 гг. и повторно после 2011 г. в 1,5–2,5 раза снизилась цена газа. В развитых странах прекратился рост электропотребления и соответствующий рост электропроизводства. В результате произошло резкое замедление развития атомной энергетики по сравнению с первым этапом. При этом заметно выросли извлекаемые запасы природного урана в мире по приемлемой себестоимости, позволяющей обеспечить развитие атомной энергетики с реакторами на тепловых нейтронах на обозримое будущее. Появилось понимание того, что коммерческое развитие ЗЯТЦ с РБН ограничивается только ядерными державами и экономически неконкурентоспособно.

Третий этап начался после аварии на АЭС «Фукусима-1», (Япония, 2011 г.). Его можно назвать «постфукусимским этапом развития мировой атомной энергетики». Этот этап характеризуется «замораживанием» или сокращением производства электроэнергии на АЭС в развитых странах из-за массового снятия с эксплуатации энергоблоков АЭС, достигших предельного срока службы, и замещением доли АЭС в энергобалансе этих стран на ТЭС с ПГУ и ВИЭ, конкурентоспособность которых будет только возрастать. Для ТЭС с ПГУ это связано с внедрением новых технологий и сохранением низкой цены газа на достаточно длительный срок. Для ВИЭ — это непрерывное внедрение новых технологий и соответствующее удешевление электропроизводства. Само строительство новых энергоблоков АЭС в различных странах будет ограничиваться недостатком инвестиций в их капиталоемкие проекты, длительным периодом согласования регулирующими органами. Для повышения конкурентоспособности АЭС требуется существенное упрощение и удешевление собствен-

но проектов, в первую очередь реакторного отделения (ядерного острова), стоимости оборудования энергоблока, строительства и монтажа на площадке, а на стадии эксплуатации — снижение операционных затрат и стоимости ядерного топлива. На данный момент в мире отсутствуют технологии, которые обещают переломить тенденцию к дальнейшему росту удельных капитальных вложений и, соответственно, стоимости производства электроэнергии на АЭС. Российские же проекты (ВВЭР-ТОИ) уступают примерно на 20–30 % по удельным капитальным вложениям на установленный 1 КВт мощности перспективным проектам конкурентов из США, Китая (AP1000 и ESBWR) и Республики Корея (PWR APR-1400).

В этих условиях ожидать серьезного роста мировой атомной энергетики не приходится. Наиболее вероятным является продолжение снижения доли атомной энергетики в мировом энергетическом балансе. Соответственно, проблема топливообеспечения, представлявшаяся основной проблемой на первом этапе, теряет свою актуальность. **Открытый ЯТЦ с ЛВР практически применяется и будет применяться в мире до тех пор, пока ЗЯТЦ не станет экономически выгодным.** Однако для существующего уровня мирового электропроизводства на АЭС извлекаемых запасов природного урана хватит минимум на **100–130 лет** (в зависимости от себестоимости добычи). При оптимистическом (максимальном) прогнозе роста электропроизводства на АЭС в период 2016–2050 гг. извлекаемых запасов природного урана хватит минимум на **60–80 лет**. Причем это без учета роста разведанных запасов и новых технологий добычи (например, из морской воды), а судя по опыту прогнозирования в недавнем прошлом «исчерпания газовых и нефтяных резервов», можно предположить, что новые запасы природного урана так или иначе будут найдены.

Основными драйверами развития атомной энергетики в мире на «постфукусимском» этапе становятся развивающиеся страны, в

первую очередь Китай, Индия, а также страны, имеющие ограниченные запасы ископаемых энергоресурсов и программы замещения «грязных» (угольных) энерготехнологий на чистые. В настоящее время перед Китаем остро встали экологические проблемы, в первую очередь вызванные вредными выбросами с угольных ТЭС, на которых производится почти 75 % электроэнергии в стране. Прогнозируется, что уже к 2035 г. доля электропроизводства на «чистых» энергоисточниках (ГЭС, ПГУ, АЭС и ВИЭ) составит более 50 %. При этом заметную роль в стране станет играть атомная энергетика с долей 12,1 %, которая к 2050 г. увеличится до 18,1 %. Именно к этому времени в Китае накопятся достаточные запасы облученного ядерного топлива (ОЯТ) и возникнет вопрос, что с ними делать. Одним из путей решения может стать ЗЯТЦ с РБН который Китай развивает самостоятельно, после того как в 2010 г. при техническом содействии России был пущен исследовательский реактор CEFR типа БН тепловой мощностью 65 МВт. Похожая ситуация складывается и в Индии, которая успешно разрабатывает собственную технологию РБН с натриевым теплоносителем. При этом широкая коммерческая реализация ЗЯТЦ с РБН **невозможна вне ядерных держав**, так как технологически всегда можно получить оружейный плутоний в процессе переработки топлива. Что касается ЗЯТЦ с РБН со свинцовым теплоносителем (проект «Прорыв»), то помимо неизвестных экономических параметров и невозможности широкой коммерциализации, технология свинцового теплоносителя не была продемонстрирована на каком-либо реакторе. В этих условиях строительство АЭС сразу значительной тепловой мощностью 700 МВт (300 МВт электрической) и завода по переработке облученного ядерного топлива (ОЯТ) является неоправданным.

Итак, можно констатировать, что в обозримом будущем (до 2050 г.) развитие мировой



атомной энергетики будет однокомпонентно, то есть базироваться на ядерных реакторах на тепловых нейтронах. И только через 20–30 лет технология ЗЯТЦ с РБН, возможно, будет востребована в некоторых ядерных странах, развивающих крупномасштабно атомную энергетику. Если, конечно, будет действительно создана работоспособная технология ЗЯТЦ. Кстати, за все время существования атомной энергетики (с середины 1950-х гг.) ее пока так и не удалось создать.

С пуском первой в мире АЭС в Обнинске в 1954 г. началось развитие атомной энергетики в России и в мире.

1. Строительство и подключение к сети энергоблоков АЭС в мире в период 1954–2018 гг. На рис. 1 показано количество энергоблоков

АЭС, ежегодно подключаемых к сети и находящихся в стадии строительства в мире в период 1954–2018 гг. (из информационной системы МАГАТЭ [1])

Из рис. 1 видно, что массовое строительство энергоблоков АЭС началось с конца 1950-х гг. До середины 1960-х гг. количество энергоблоков, начатых к строительству в год, находилось на уровне 10 и ниже. С середины 1960-х гг. и до конца 1980-х гг. это количество варьировалось от 13 (в 1969 г.) до 43 (в 1976 г.). С начала 1980-х гг. и до начала 1990-х гг. оно снизилось с 20 (в 1980 г.) до 5 (в 1990 г.). С начала 1990-х и до середины 2000-х гг. это количество варьировалось от 0 (в 1995 г.) до 7 (в 2000 г.). С середины 2000-х гг. по настоящее время оно варьировалось от 3 (в 2014 г. и 2016 г.) до 16 (в 2010 г.).

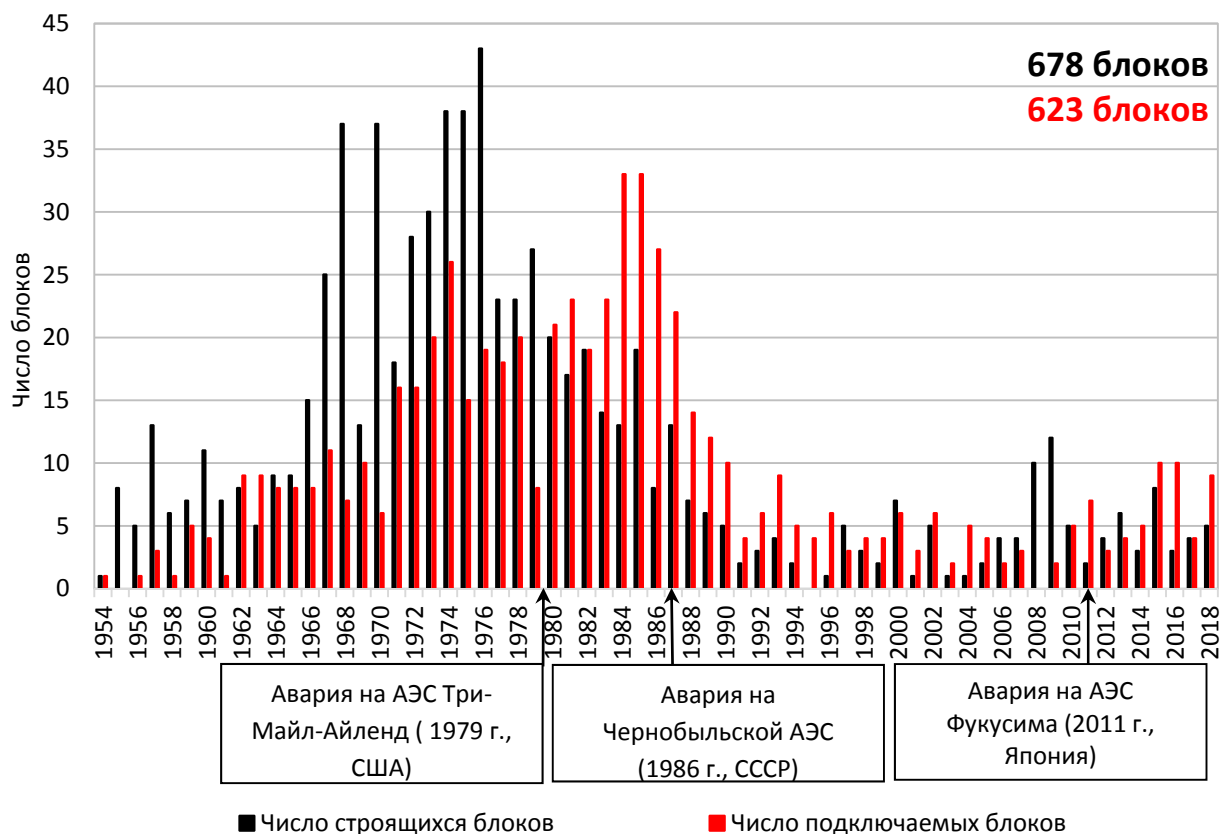


Рис. 1. Количество энергоблоков АЭС, подключенных к сети и находящихся в стадии строительства в мире в период 1954–2018 гг.

Fig. 1. The number of nuclear power units connected to the network and under construction in the world in the period 1954–2018.

Количество энергоблоков, подключаемых ежегодно к сети, достигло 11 в период с 1962 по 1970 г. В период 1970–1980-х гг. это количество изменялось от 6 энергоблоков в 1970 г. до 26 в 1974 г. С середины 1980-х гг. по 1990 г. оно изменялось от 10 энергоблоков в 1990 г. до 33 в 1984–1985 гг. В период 1991–2015 гг. (по настоящее время) оно снизилось от 2 блоков в 2006 и 2009 гг. и 10 блоков в 2015 г.

В мире в период 1954–2018 гг. (65 лет) общее количество энергоблоков АЭС, начатых к строительству, равнялось **678**, а количество подключенных к сети – **623**. Таким образом, в этот период **55** энергоблоков из стадии строительства не были доведены до подключения к сети, что составило **8 %** от общего числа начатых к строительству. Большинство остановок в строительстве энергоблоков, произошло из-за крупномасштабных аварий на АЭС, в первую очередь на АЭС «Три-Майл-Айленд» (США, 1979 г.), Чернобыльской АЭС (СССР, Украина, 1986 г.) и АЭС «Фукусима-1», (Япония, 2011 г.). Они оказали **определяющее** негативное влияние на развитие атомной энергетики в мире, особенно авария на Чернобыльской АЭС. На территории бывшего СССР (Россия, Украина, Литва, Белоруссия, Армения) было остановлено строительство более 30 энергоблоков АЭС, которые составляют основную долю из 55 энергоблоков, недоведённых до подключения к сети в мире.

2. Аварии на АЭС и их классификации. Влияние на развитие атомной энергетики. Международное агентство по атомной энергии (МАГАТЭ) в 1988 г. разработало международную шкалу ядерных событий (INES, International Nuclear Event Scale). Эта шкала, начиная с 1990 г. используется в целях единообразия оценки чрезвычайных случаев, связанных с аварийными радиационными выбросами в окружающую среду на атомных станциях, а позднее стала применяться ко всем установ-

кам, связанным с гражданской атомной промышленностью.

По шкале INES ядерные и радиологические аварии и инциденты классифицируются 7 уровнями.

В настоящее время две аварии оценены по максимальному, **7-му** уровню: авария на Чернобыльской АЭС (1986 г.) и авария на АЭС «Фукусима-1» (2011 г.), одна по **6-му**: авария на ПО «Маяк» (1957 г.) и две по **5-му**: авария на АЭС «Три-Майл-Айленд» (1979 г.) и авария в Уиндскейле (1957 г.).

3. Динамика установленных мощностей энергоблоков АЭС, ежегодно подключаемых к сети в мире, в период 1954–2018 гг. Влияние аварий на АЭС. На рис. 2 показаны установленные мощности энергоблоков АЭС, ежегодно подключаемых к сети, и динамика установленной мощности АЭС в мире в период с 1954 г. по 2018 г., по данным IAEA Nuclear Power Reactors in the World, 2018

Из рис. 2 видно, что в период с 1970 по 1979 г. (год аварии на АЭС «Три-Майл-Айленд», США) в мире было введено в эксплуатацию 164 энергоблоков суммарной мощностью 113 ГВт. А в период 1980–1990 гг. еще 255 энергоблоков суммарной мощностью 216 ГВт. Итого в период с 1970 по 1990 г. (**21 год**) в мире был введен в эксплуатацию 419 энергоблоков АЭС суммарной мощностью 329 ГВт.

В следующие 21 год (1991–2011 гг.) в мире было введено в эксплуатацию 90 энергоблоков суммарной мощностью 75 ГВт. Такое резкое снижение количества подключенных к сети энергоблоков АЭС произошло после аварии на Чернобыльской АЭС (СССР, Украина) в 1986 г. В результате в период 1991–2011 гг., по сравнению с периодом 1970–1990 гг., было подключено к сети в **4,7 раза** меньшее количество энергоблоков АЭС и, соответственно, в **4,4 раза** меньшей суммарной установленной мощности.

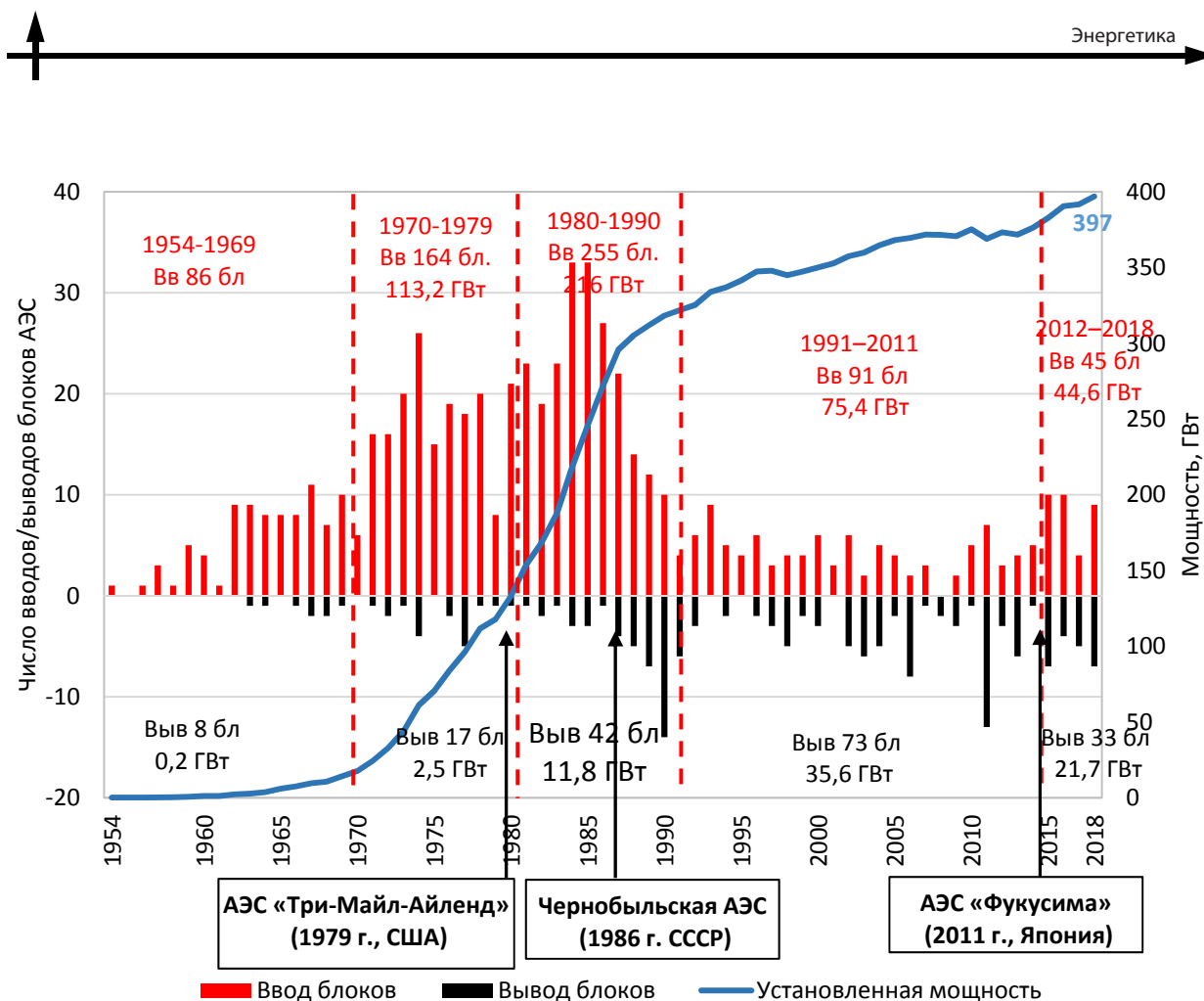


Рис. 2. Установленные мощности энергоблоков АЭС, ежегодно подключаемых к сети, и динамика установленной мощности АЭС в мире, в период 1954–2018 гг.

Fig. 2. Installed capacity of nuclear power units annually connected to the network, and the dynamics of the installed capacity of nuclear power plants in the world, in the period 1954–2018.

За последние семь лет (2012–2018 гг.), количество подключенных к сети энергоблоков АЭС составило 45, суммарной установленной мощностью 44,6 ГВт.

На рис. 3 показано количество энергоблоков АЭС, находившихся в эксплуатации в мире, и их установленная мощность по годам в период 1954–2018 гг. (из информационной системы МАГАТЭ [1]).

Из рис. 3 видно, что с конца 1950 г. до 1987 г. (30 лет) количество энергоблоков АЭС, находившихся в эксплуатации, и их установленная мощность ежегодно росла почти экспоненциально. В результате, за этот период, количество энергоблоков АЭС, находившихся в эксплуатации, увеличилось

с 15 до 407, или в 27 раз, а их установленная мощность с 11 до 296 ГВт, или также в 27 раз.

После аварии на Чернобыльской АЭС (1986 г.), в период 1988–2018 гг. (30 лет), количество энергоблоков АЭС, находившихся в эксплуатации, увеличилось с 416 до 450, или всего на 7,9 %, а их установленная мощность с 305 до 397 ГВт, или на 30 %. В этот период наблюдался рост единичной мощности энергоблоков АЭС (до 1,45 ГВт).

Отсюда следует, что авария на Чернобыльской АЭС чрезвычайно негативно повлияла на развитие атомной энергетики в мире, вызвав резкое снижение темпов ввода в эксплуатацию новых энергоблоков АЭС.

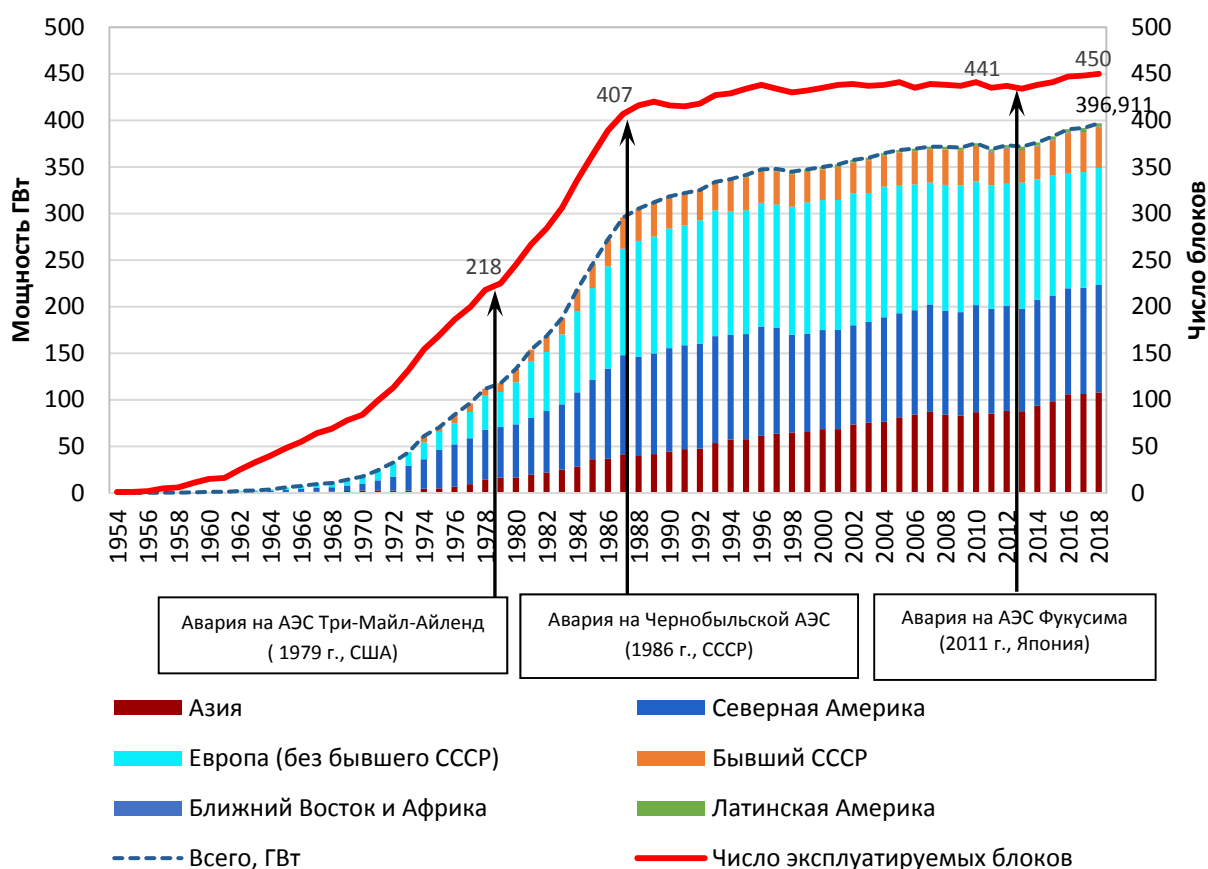


Рис. 3. Количество энергоблоков АЭС, находившихся в эксплуатации в мире, и их установленная мощность по годам, в период 1954–2018 гг.

Fig. 3. The number of nuclear power units in operation in the world, and their installed capacity by years, in the period 1954–2018.

После аварии на Чернобыльской АЭС ситуация с развитием атомной энергетики в мире усугубилась еще и тем, что с середины 1980-х гг. до начала нулевых существенно снизилась цена природного газа, основного энергоносителя для тепловых электростанций (ТЭС) во многих странах (см. рис. 10, раздел 1.7).

4. Электропроизводство на АЭС в мире в период 1971–2017 гг. На рост электропроизводства на АЭС влияют два фактора: рост установленных мощностей АЭС, подключенных к сети, и коэффициент использования установленной мощности (КИУМ) АЭС.

На рис. 4 показаны динамика электропроизводства на АЭС с начала массового подклю-

чения энергоблоков АЭС к сети, а также его доля в общем электропроизводстве в мире в период 1971–2018 гг. [2].

Из рис. 4 видно, что в мире в период 1971–1988 гг. (**18 лет**) электропроизводство на АЭС выросло с уровня около 100 до 1900 млрд кВт·ч, и этот рост был близок к экспоненциальному. Соответственно, доля электропроизводства на АЭС в общем электропроизводстве в мире выросла практически линейно с 2 до 17 %.

В период 1989–2000 гг. (**12 лет**) происходил линейный рост электропроизводства на АЭС с 2000 млрд кВт·ч до 2600 млрд кВт·ч (**в 1,3 раза**). Это соответствовало примерно постоянной его доле в общем объеме электропроизводства в мире (16,7–17,6 %). После 2000 г. до настоящего

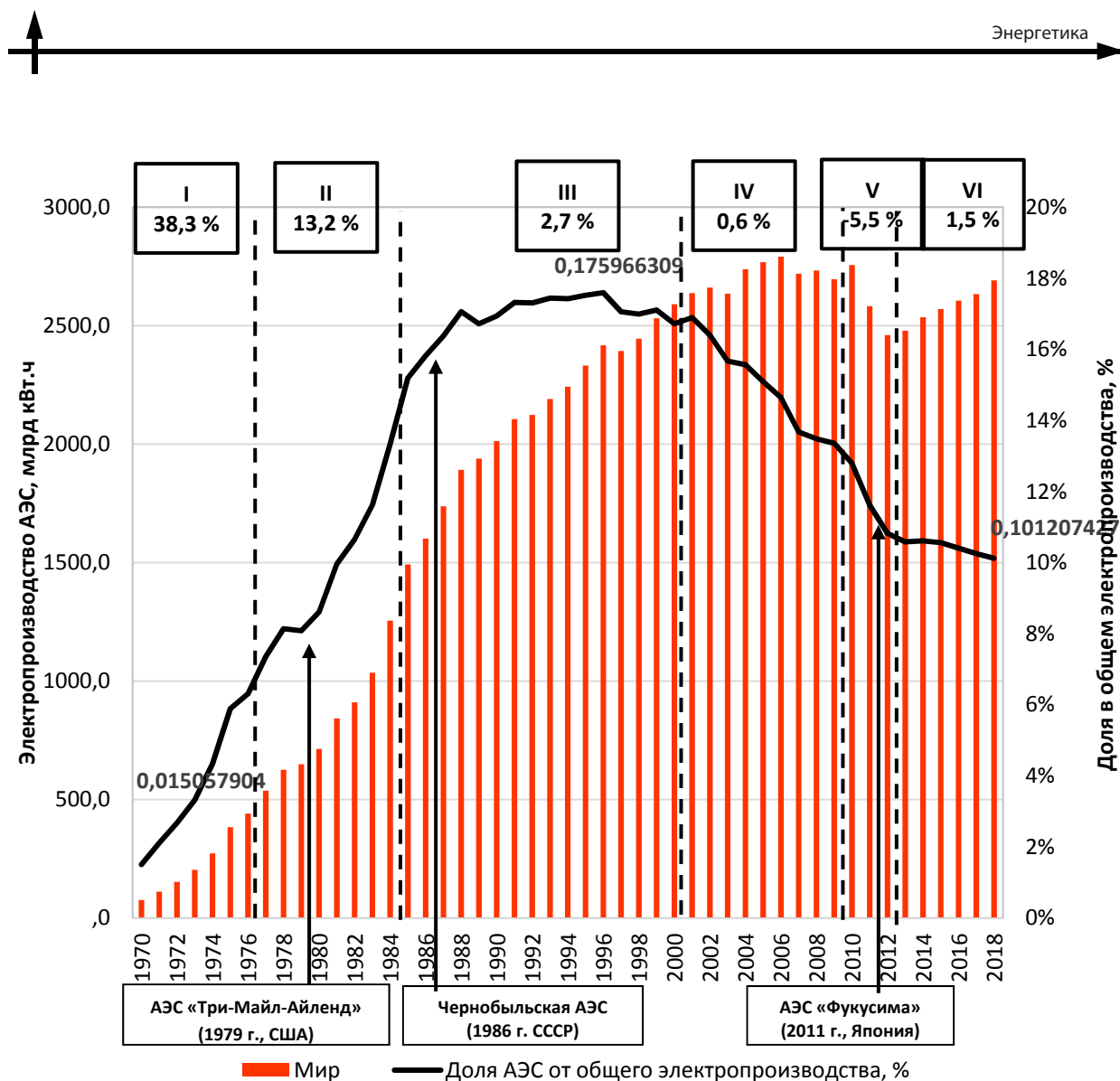


Рис. 4. Динамика электропроизводства на АЭС и его доли в общем электропроизводстве в мире в период 1971–2018 гг.

Fig. 4. The dynamics of electric production at nuclear power plants and its share in the total electric production in the world in the period 1971–2018.

времени (**19 лет**) объем электропроизводства на АЭС стагнировал и находится на уровне около 2400–2600 млрд кВт·ч. При этом его доля в общем объеме электропроизводства в мире линейно снижалась с 16,5 % (2000 г.) до 10 % в 2013 г., а далее оставалась на этом уровне до настоящего времени [3].

На рис. 5 показаны ежегодные и среднегодовые темпы роста электропроизводства на АЭС в мире в период 1971–2018 гг.

Из рис. 5 видно, что в мире весь период 1971–2018 гг. по уровню среднегодовых тем-

пов роста электропроизводства на АЭС можно разделить на 6 диапазонов:

I – 1971–1975 гг., очень высокий среднегодовой темп роста, равный 38,3 %;

II – 1976–1989 гг., высокий среднегодовой темп роста, равный 13,2 %

III – 1990–2000 гг., умеренный среднегодовой темп роста, равный 2,7 % Он приблизительно совпадал со среднегодовым темпом роста общего электропроизводства в мире;

IV – 2001–2010 гг., околонулевой среднегодовой темп роста;

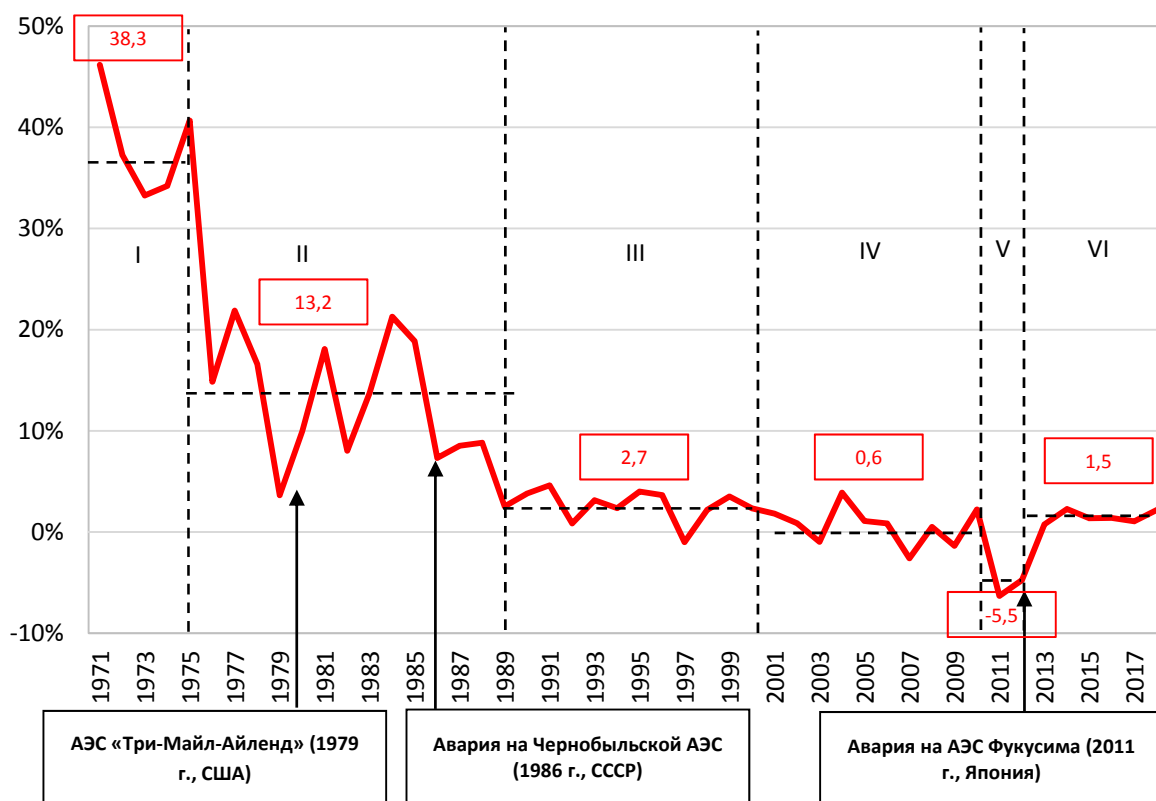


Рис. 5. Ежегодные темпы роста электропроизводства на АЭС в мире в период 1971–2018 гг.

Fig. 5. The annual growth rate of electric production at nuclear power plants in the world in the period 1971–2018.

V – 2011–2012 гг., отрицательный среднегодовой темп роста $-5,5\%$, последствия аварии на АЭС «Фукусима-1»;

VI – 2013–2018 гг., низкий среднегодовой темп роста, равный $1,5\%$.

Из рис. 5 видно, что в период 1976–1989 гг. (до аварии на Чернобыльской АЭС (1986 г.) и после, с лагом 3 года) среднегодовой темп роста электропроизводства на АЭС равнялся $13,2\%$. После этой аварии, в период 1990–2000 гг. (11 лет), он снизился до $2,7\%$, или в 5 раз. В период 2001–2010 гг. (10 лет) он был около нулевым.

После аварии на АЭС «Фукусима-1» (2011–2012 гг.) среднегодовой темп роста электропроизводства на АЭС стал отрицательным ($-5,5\%$). При этом темп роста производства электроэнергии на АЭС в мире упал с 3% в 2010 г. до -6% в 2011 г. и -5% в 2012 г. В постфукусимском периоде 2013–2018 гг. этот темп вышел на уровень $1,5\%$.

Отсюда видно, какое негативное влияние оказали тяжелые аварии на АЭС в мире на их среднегодовые темпы электропроизводства.

5. Разведанные и извлекаемые запасы, объемы добычи и потребности природного урана для электропроизводства на АЭС в мире по годам, в период 1949–2017 гг. Для электропроизводства на АЭС используется уран с обогащением по изотопу ^{235}U до 5% . Поэтому важно определить соотношение между извлекаемыми запасами природного урана, объемами его добычи и потребности для электропроизводства на АЭС в мире.

На рис. 6 показан рост извлекаемых запасов природного урана (ранжированные по уровню себестоимости его добычи) по годам, в период 1975–2017 гг., по данным World Nuclear Association (декабрь, 2018 г.) [4].

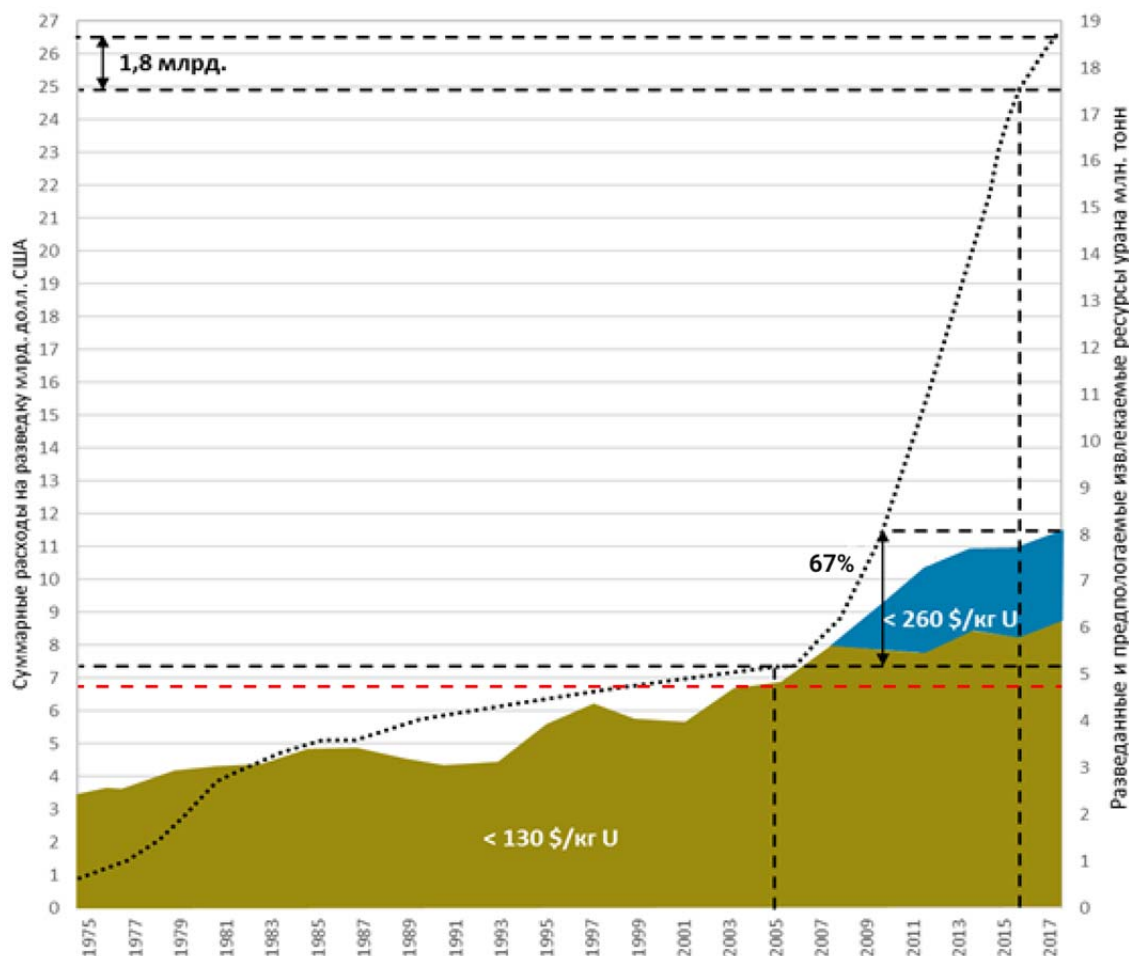


Рис. 6. Рост извлекаемых запасов природного урана (в зависимости от себестоимости добычи) по годам, в период 1975–2016 гг. (на 01.01.2017 г.)

Fig. 6. The growth of recoverable reserves of natural uranium (depending on the cost of production) by years, in the period 1975–2016. (01/01/2017)

Из рис. 6 видно, что в мире в период 1975–2016 гг. извлекаемые запасы природного урана, с невысокой себестоимостью его добычи (менее 130 долл. США/кгU) выросли с 3,5 до 6,1 млн т., или в 1,75 раз, а с приемлемой себестоимостью (менее 260 долл. США/кгU) с 3,5 до 8,0 млн т., или в 2,3 раза.

Рост извлекаемых запасов природного урана в мире прямо связан с увеличением затрат на геологоразведку урана и оценку его запасов на разведанных месторождениях. Так, в период 2005–2016 гг. на эти цели было потрачено 20 млрд долл. США (см. рис. 6). В результате извлекаемые запасы природного урана увеличились с 4,8 до 6,1 млн т, или на

27 % (с себестоимостью добычи менее 130 долл. США/кгU) и до 8,0 млн т, или на 67 % (с себестоимостью добычи менее 260 долл. США/кгU) [5].

В табл. 1 показаны разведанные и извлекаемые запасы природного урана в мире (на 01.01.2017 г.) с различным уровнем себестоимости добычи [5].

Из табл. 1 видно, что объём извлекаемых запасов с невысокой себестоимостью добычи (менее 130 долл. США/кгU), составляет основную долю (77 %) от аналогичного объёма с приемлемой себестоимостью (менее 260 долл. США/кгU). При этом, доля извлекаемых запасов в объёме разведанных составляет 75 %.

Таблица 1

Table 1

Себестоимость добычи	< 40 \$/кгU	< 80 \$/кгU	< 130 \$/кгU	< 260 \$/кгU
	Запасы			
Разведанные запасы, т	1 294 700	2 618 000	8 122 000	10 653 000
Извлекаемые запасы, т	1 057 700	2 079 500	6 142 000	7 988 600
Разница, т	237 000	538 500	1 979 900	2 664 300
Доля извлекаемых запасов, %	81,7 %	79,4 %	75,6 %	75,0 %

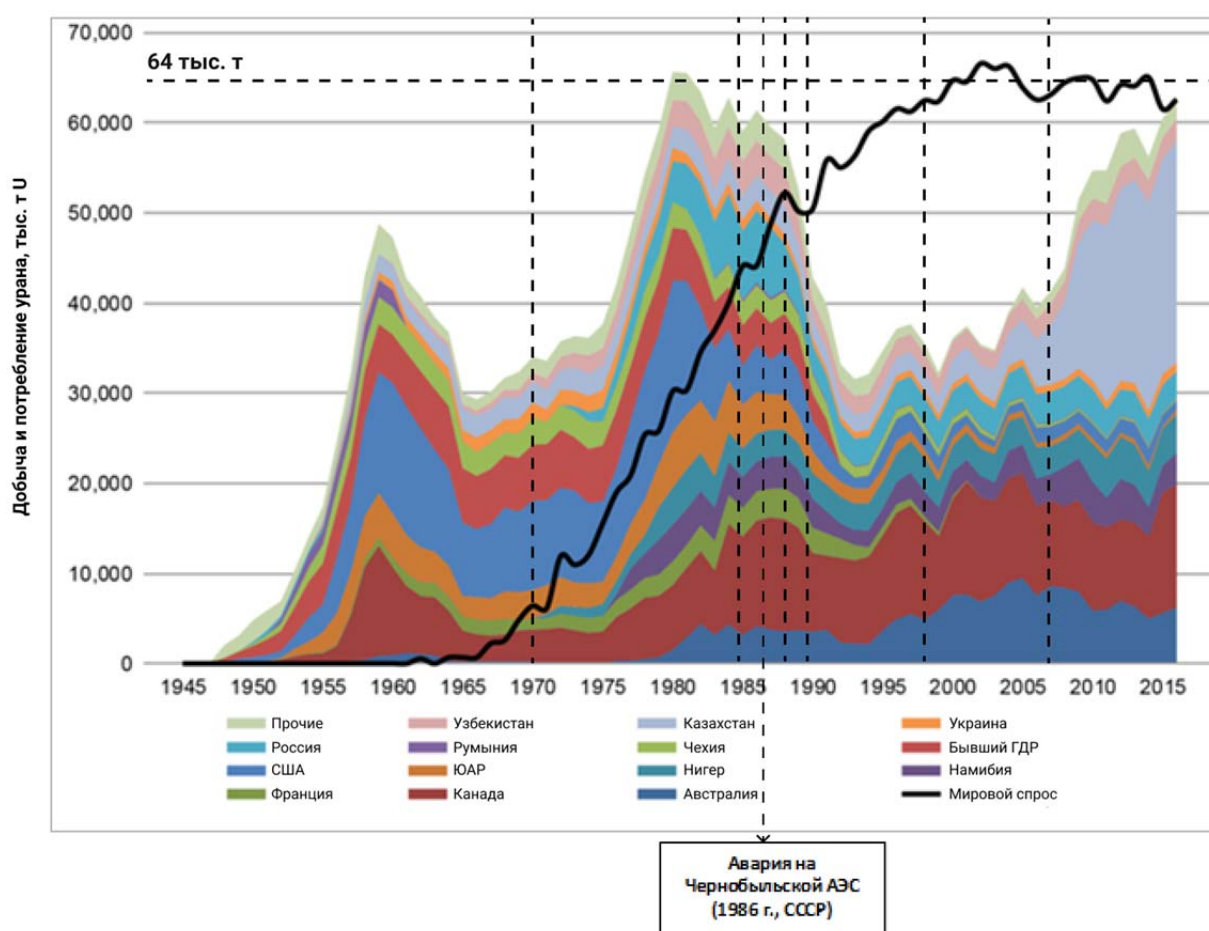


Рис. 7. Динамики добычи и потребления природного урана для АЭС в мире по годам, в период с 1945–2015 гг.

Fig. 7. The dynamics of the extraction and consumption of natural uranium for nuclear power plants in the world by years, from 1945–2015.

Теперь рассмотрим баланс между добычей и потреблением природного урана для производства ядерного топлива для АЭС в мире.

На рис. 7 показана динамика добычи и потребления природного урана для АЭС в мире по годам, в период 1945–2017 гг. [10].

Из рис. 7 видно, что в период 1945–1991 гг. объем добычи природного урана значительно превышал его потребления для АЭС. Существенная доля добытого природного урана шла на военные нужды и склад. Впервые в 1991 г. объем добычи природного урана совпал с его



потреблением для АЭС. В последующий период, 1991–2007 гг., потребление природного урана для АЭС покрывалось его добычей только до 50–60 %, остальное поступало со склада. А в период 2008–2015 гг. объемы добычи природного урана выросли до **60 тыс. т** в год и сбалансировались с уровнем его потребления для АЭС.

Из рис. 6, 7 видно, что при нынешнем уровне электропроизводства на АЭС извлекаемых запасов природного урана хватит на **100 лет**, при низкой себестоимости добычи (менее 130 долл. США/кгU), и на **130 лет**, при приемлемой себестоимости (менее 260 долл. США/кгU).

Из рис. 4, 7 также следует, что в 1989–2001 гг. потребность природного урана для АЭС увеличилась в 1,3 раза, ровно настолько, насколько произошел рост электропроизводства на АЭС. Этот факт является дополнительным обоснованием достоверности данных по потреблению урана и электропроизводства на АЭС в мире.

В мире в 2018 г., по данным базы данных МАГАТЭ [7], эксплуатировались **450** энергоблоков АЭС с суммарной установленной мощностью **397 ГВт** [8], которые произвели **2 692 ГВт·ч**, со средневзвешенным КИУМ, равным 77,4 % [9]. Соответственно, доля АЭС в общем объеме электропроизводства в мире составила 10,1 % (этот объем в 2018 году равнялся 22 964 ГВт·ч [2]). При этом потребление природного урана равнялось **64 тыс. тU** (произведено 59,46 тыс. тU, что составило 93 % от потребности) [10]. **Соответственно, на 1 ГВт·ч приходилось 2,4 тU, или на 1 кВт·ч – 2,4 гU**

6. Прогноз роста суммарной установленной мощности энергоблоков АЭС в мире в 2015–2050 гг. Сохранение или даже некоторое снижение спроса на электроэнергию в ряде развитых стран (США, ОЭСР), установление низкой цены природного газа и связанной с ней низкой цены энергетического угля сначала в

США в 2009–2014 гг., а затем в Европе и во всем мире, конкуренция со стороны субсидируемых государствами **ВИЭ ограничивают** инвестиции в капиталоемкие проекты строительства АЭС с длительным сроком одобрения регулирующими органами. В результате развитие атомной энергетики в этих странах **существенно** усложняется, особенно на либерализованных электроэнергетических рынках.

Ситуацию усугубила также тяжелая авария на АЭС «Фукусима» в 2011 г., произошедшая через 25 лет после аварии на Чернобыльской АЭС. По масштабу воздействия на окружающую среду она оказалась заметно меньше, чем авария на ЧАЭС. Однако по воздействию на общественное мнение стала сопоставима с аварией на ЧАЭС. Поэтому этой аварии был присвоен самый высокий уровень – 7, такой же, как и аварии на ЧАЭС (см. раздел 1.2). В результате авария на АЭС «Фукусима-1», по самым оптимистическим сценариям, затормозит минимум на 10–15 лет начало **возможного** массового строительства энергоблоков АЭС в мире (кроме Китая). Соответственно, их подключение к сети будет сдвинуто на 15–20 лет.

Массовое строительство АЭС в мире, кроме Китая, можно ожидать в крупных и средних по размеру экономиках развивающихся стран, имеющих дефицит ископаемых энергоресурсов или программы замещения «грязных» энергоисточников (в первую очередь, угольные ТЭС) на «чистые», куда входит атомная энергетика.

При разработке прогноза динамики установленных мощностей энергоблоков АЭС, подключенных к сети в 2019–2050 гг., необходимо учитывать суммарную мощность энергоблоков АЭС по годам, достигших предельного срока службы 60 лет, которые должны быть выведены из эксплуатации в этот период.

На рис. 8 показано число энергоблоков, выводимых из эксплуатации, и их суммарная мощность в 2019–2050 гг.

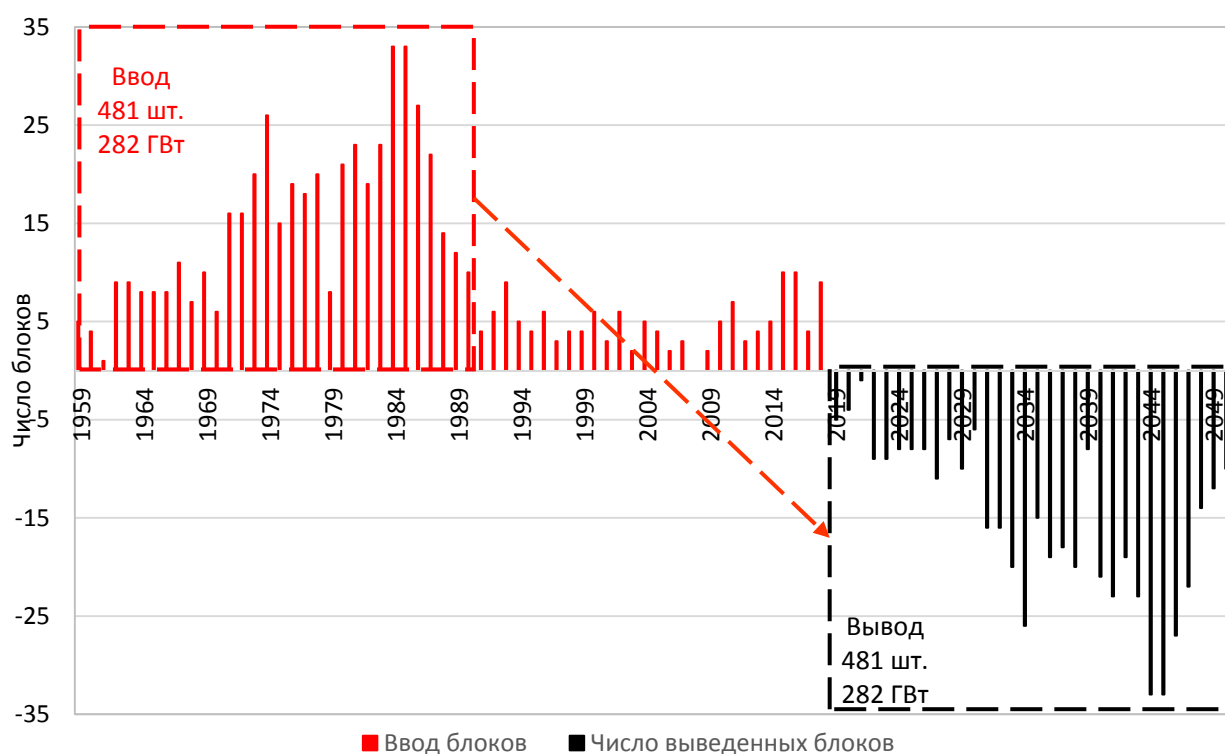


Рис. 8. Число энергоблоков, выводимых из эксплуатации, и их суммарная мощность в 2019–2050 гг.
Fig. 8. The number of power units decommissioned and their total capacity in 2019–2050.

Из рис. 8 видно, что все энергоблоки АЭС, подключенные к сети в 1959–1989 гг. (481 блок суммарной мощностью **282 ГВт**, оценка снизу), должны быть выведены из эксплуатации в 2019–2050 гг. (если они не были выведены из эксплуатации ранее), так как в этот период эти энергоблоки достигнут предельного срока эксплуатации — 60 лет. Оценки показывают, что примерно 40–45 энергоблоков АЭС суммарной мощностью 35 ГВт были выведены ранее 60-тилетнего срока эксплуатации.

По данным МАГАТЭ [11] мире в период 2016–2020 гг. запланировано начать строительство 56 энергоблоков АЭС суммарной мощностью 56 ГВт, из которых в Китае будет начато строительство 23 энергоблоков суммарной мощностью 26 ГВт. Отсюда следует, что суммарная мощность строящихся энергоблоков АЭС в мире (кроме Китая), по отно-

шению к соответствующим мощностям в Китае, составляет **60/40**.

Для прямой экстраполяции этой пропорции в 2021–2050 гг. требуется дополнительное обоснование, так как в этот период существуют большие неопределенности для начала строительства энергоблоков АЭС в других странах мира по сравнению с Китаем.

В сценарных условиях при разработке прогноза роста суммарной мощности энергоблоков АЭС, подключаемых к сети, в 2016–2050 гг. **учитываются** следующие обстоятельства:

- мощность энергоблоков АЭС по годам, достигших предельного срока 60 лет, которые должны быть выведены из эксплуатации в 2016–2050 гг. Суммарная мощность таких энергоблоков составляет **282 ГВт** к 2050 г. (см. рис. 8);
- мощность энергоблоков АЭС, подключаемых к сети в Китае по годам в 2016–2050 гг.,



принимается в соответствии с базовым прогнозом электропроизводства на АЭС в этой стране по данным CNPC Economics & Technology Research Institute (ETRI) 2016 [12] и прогнозу средневзвешенного КИУМ АЭС Китая. Средневзвешенный КИУМ АЭС в Китае в 1995–2015 гг. существенно изменялся от 70 % до 90 %. Предполагается, что он будет линейно расти с 79 % (в 2015 г) до 84 % (средневзвешенный КИУМ в мире) в 2050 г.

- ограниченное развитие атомной энергетики в мире (вне Китая) из-за отсутствия роста электропотребления в развитых странах, ограниченных инвестиционных возможностей в развивающихся странах, конкуренции ВИЭ и ТЭС на природном газе, из-за прогнозируемой долговременной низкой цены газа, постфукусимского синдрома; ограничения мощностей по производству энергетического оборудования для АЭС в Китае, Южной Корее и России — основных стран —экспортеров АЭС;

- нулевая вероятность очередной тяжелой аварии на АЭС в мире.

Прогноз суммарной установленной мощности АЭС в мире базируется на допущении, что Китай к 2050 г. достигнет установленной мощности АЭС **246 ГВт** (оценка сверху) с суммарной выработкой электроэнергии 1,81 трлн кВт·ч [12], при КИУМ 84 %

На рис. 9 показан рост суммарной установленной мощности АЭС в Мире и отдельно в Китае на период 1970–2018 гг. (факт) и прогнозы настоящей работы для Мира и CNPC ETRI 2018 для Китая на период 2019–2050 гг.

Из рис. 9 видно, что в Мире в период 2019–2030 гг. по прогнозу настоящей работы рост установленной мощности АЭС сохраняет примерно такой же темп, как в предыдущий период 1987–2018 гг., а после 2030 г., темп роста резко увеличивается из-за роста строительства АЭС в Китае и Индии. Рост установленной мощности АЭС в Китае в период 2018–2050 гг. соответствует прогнозу CNPC ETRI 2018 по базовому

сценарию. В 2018–2050 гг. она должна вырасти с 43 до 200 ГВт, или в 4,7 раза.

При этом объем строительства АЭС (по мощности) в мире (без Китая), в период 2016–2050 гг. будет находиться в диапазоне 145–290 ГВт.

Цель для России — иметь 50 % заказов нового строительства АЭС в мире, а это минимум 73 гВт = 145/2, или 2,4 гВт в год (2 энергоблока в год)

Для достижения этой цели необходимо, чтобы серийный проект АЭС ВВЭР (улучшенный) отвечал следующим требованиям:

- Снижение удельной материалоемкости до 25–30 % реакторного отделения (железобетон, масса трубопроводов, количество арматуры, длина кабелей, объемы зданий и пр.) на уровне CAP1000 (AP1000 локализованный в КНР)

- Срок сооружения 40 мес. (целевое значение для серийных блоков ВВЭР-ТОИ)

- Блок-модульное сооружение и, соответственно, переход к повышенной точности и качеству изготовления строительных конструкций

- Российская АСУ ТП

- Внутрикорпусное удержание расплава

- Зарубежная нормативная база (например, ASME коды для прочностных расчетов)

- Максимальное использование пассивных систем не в дополнение, а вместо активных

7. Прогноз роста мирового электропроизводства на АЭС в 2016–2050 гг. На рис. 10 показана динамика электропроизводства на АЭС в мире и отдельно в Китае, США, Индии, Японии, ЕС-28, Канаде, Южной Корее и России в период 1970–2018 гг. (факт) и прогноз на 2019–2050 гг.

Из рис. 10 видно, что по базовому сценарию мировое электропроизводство на АЭС увеличится с **2,69** (2018 г.) до **4,04 трлн кВт·ч** (2050 г.), или на 50 %.

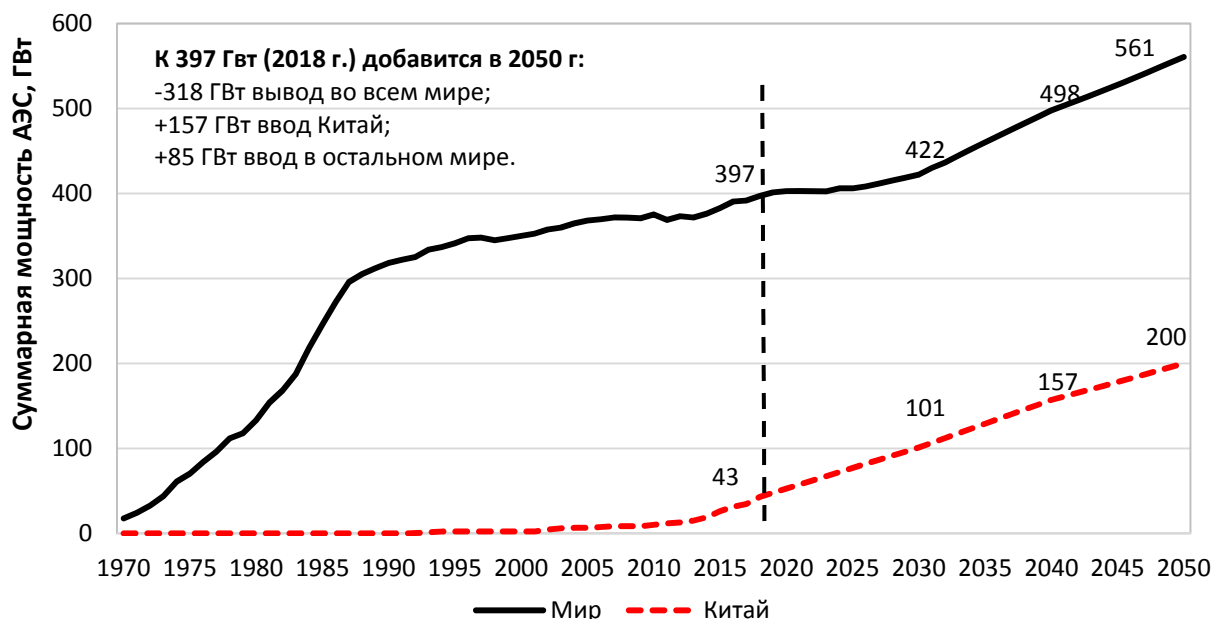


Рис. 9. Рост суммарной установленной мощности АЭС в Мире и отдельно в Китае в 1970–2018 гг. и прогнозы CNPC ETRI 2018 для Китая и настоящей работы для мира на 2019–2050 гг.

Fig. 9. The growth of the total installed capacity of nuclear power plants in the world and separately in China in 1970–2018. 2018 CNPC ETRI forecasts and forecasts for China and current work for the world 2019–2050.

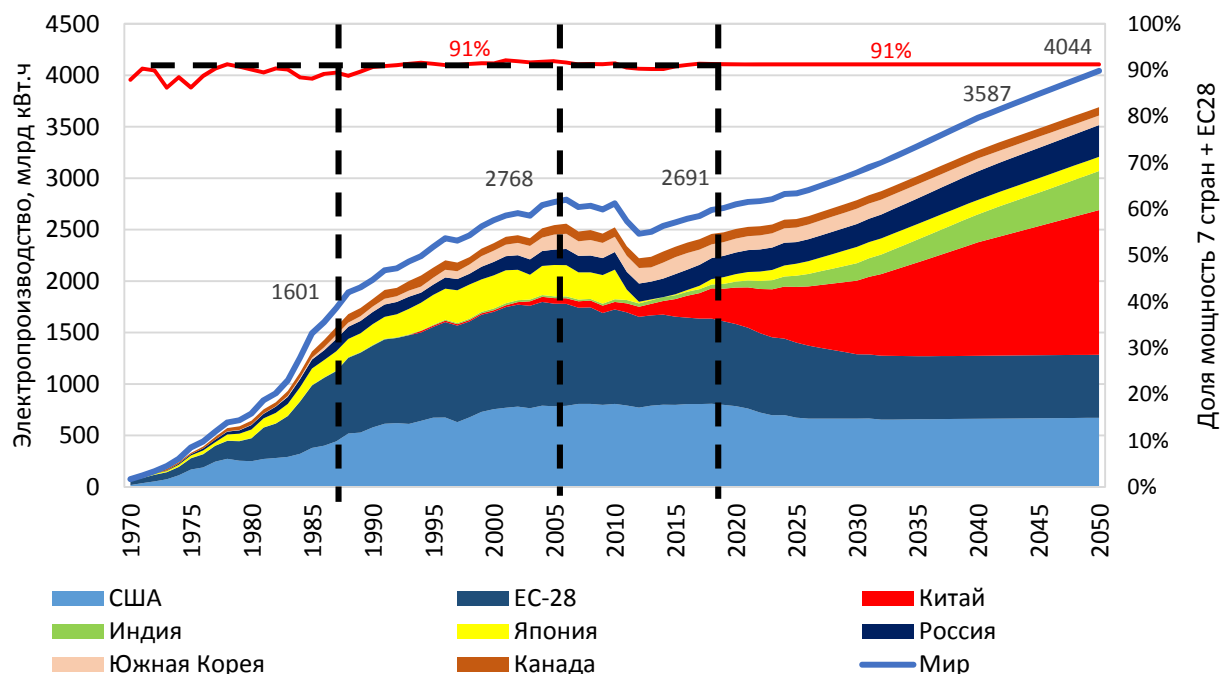


Рис. 10. Динамика электропроизводства на АЭС в мире и отдельно в Китае, США, Индии, Японии, ЕС-28, Канаде, Южной Кореи и России в период 1970–2018 гг. (факт) и прогноз на 2019–2050 гг.

Fig. 10. The dynamics of electric production at nuclear power plants in the world and separately in China, the USA, India, Japan, EU-28, Canada, South Korea and Russia in the period 1970–2018. (fact) and forecast for 2019–2050.

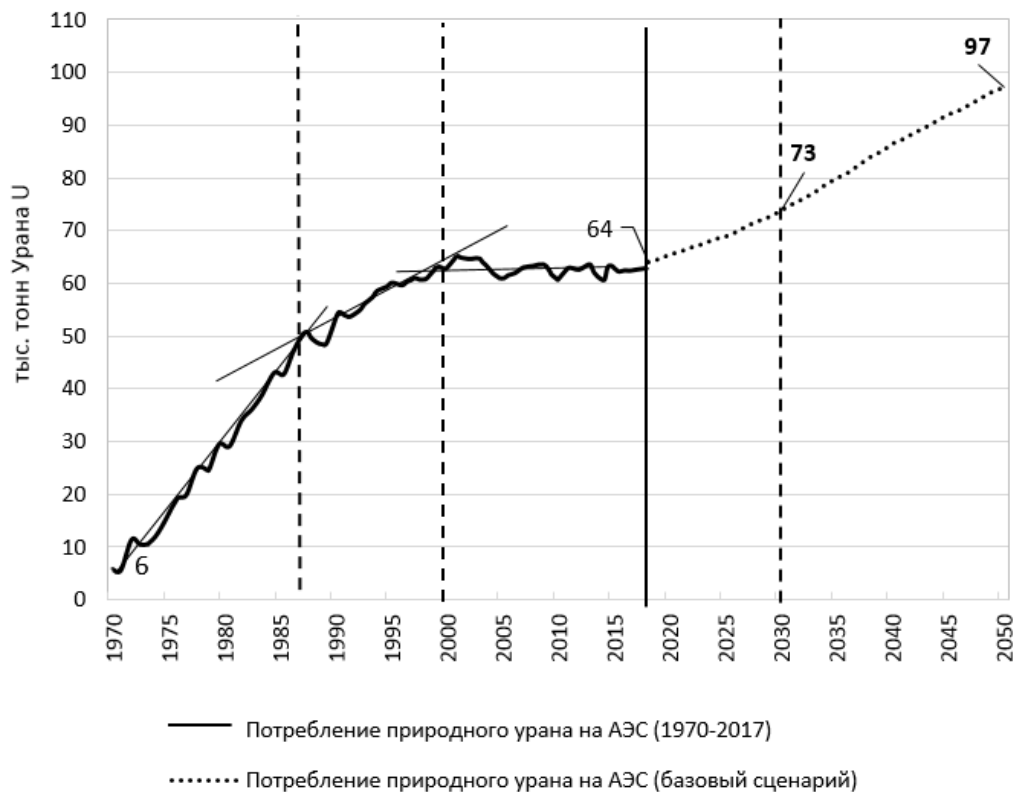


Рис. 11. Динамика потребления природного урана, соответствующая динамике мирового электропроизводства на АЭС в 1970–2018 гг. (факт.), и прогноз на 2019–2050 гг.

Fig. 11. The dynamics of consumption of natural uranium, corresponding to the dynamics of world electric production at nuclear power plants in 1970–2018. (fact.) and forecast for 2019–2050.

8. Прогнозы роста мирового потребления урана и его разведанных запасов в 2016–2050 гг. В разделе 5 было получено, что на 1 кВт·ч электроэнергии, произведенной на АЭС в мире, в среднем затрачивается 2,4 гU. Тогда по данным динамики мирового электропроизводства на АЭС (рис. 10) можно рассчитать динамику потребления природного урана для такой динамики производства электроэнергии.

На рис. 11 показана динамика потребления природного урана, соответствующая динамике

мирового электропроизводства на АЭС в 1970–2018 гг. (факт.), и прогноз на 2019–2050 гг.

По данным рис. 12 было получено, что **имеющихся** извлекаемых запасов природного урана при оптимистическом (максимальном) прогнозе роста электропроизводства хватит на **96 лет** (с себестоимостью добычи менее 130 \$/кгU) и на **125 лет**, с себестоимостью добычи менее 260 \$/кгU. **Отсюда следует, что технология ЗЯТЦ с БР, возможно, станет коммерчески востребованной не ранее чем после 2050 г.**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] IAEA Power Reactor Information System.
- [2] Enerdata Global Energy Statistical Yearbook 2018. URL: <https://2019book.enerdata.net/electricity/world-electricity-production-statistics.html>
- [3] WorldBank database URL: <https://databank.worldbank.org/reports.aspx?source=2&series=NY.GDP.PCAP.PP.CD&country=#>
- [4] URL: <http://www.world-nuclear.org/information-library/nuclear-fuel-cycle/uranium-resources/supply-of-uranium.aspx>
- [5] Uranium 2018 Resources, Production and Demand. OECD NEA & IAEA).
- [6] OECD NEA & IAEA, Uranium 2017: Resources, Production and Demand ('Red Book').

[7] IAEA PRIS Power Reactor Information. Trend in Electricity. Supplied Sum of electricity supplied from reactors connected to the grid (accessed January 17, 2017).

[8] OECD NEA & IAEA, Uranium 2018: Resources, Production and Demand ('Red Book').

[9] World Nuclear Association, World Nuclear Performance Report 2018. URL: <https://www.world-nuclear.org/getmedia/b392d1cd-f7d2-4d54-9355-9a65f71a3419/performance-report.pdf.aspx>

[10] World Nuclear Association, World Uranium Mining Production (updated March 2019). URL: <http://www.world-nuclear.org/information-library/nuclear-fuel-cycle/mining-of-uranium/world-uranium-mining-production.aspx>

[11] OECD NEA & IAEA, Uranium 2016: Resources, Production and Demand (Red Book).

[12] CNPC Research Institute of Economics and Technology, World and China Energy Outlook 2016.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

НИГМАТУЛИН Булат Искандерович – доктор технических наук Генеральный директор Института проблем энергетики

E-mail: nb@geotar.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 11.10.2019

REFERENCES

[1] IAEA Power Reactor Information System.

[2] Enerdata Global Energy Statistical Yearbook 2018. URL: <https://yearbook.enerdata.net/electricity/world-electricity-production-statistics.html>

[3] WorldBank database. URL: <https://databank.worldbank.org/reports.aspx?source=2&series=NY.GD.P.PCAP.PP.CD&country=#>

[4] URL: <http://www.world-nuclear.org/information-library/nuclear-fuel-cycle/uranium-resources/supply-of-uranium.aspx>

[5] Uranium 2018 Resources, Production and Demand. OECD NEA & IAEA).

[6] OECD NEA & IAEA, Uranium 2017: Resources, Production and Demand ('Red Book').

[7] IAEA PRIS Power Reactor Information. Trend in Electricity. Supplied Sum of electricity supplied

from reactors connected to the grid (accessed January 17, 2017).

[8] OECD NEA & IAEA, Uranium 2018: Resources, Production and Demand ('Red Book').

[9] World Nuclear Association, World Nuclear Performance Report 2018. URL: <https://www.world-nuclear.org/getmedia/b392d1cd-f7d2-4d54-9355-9a65f71a3419/performance-report.pdf.aspx>

[10] World Nuclear Association, World Uranium Mining Production (updated March 2019). URL: <http://www.world-nuclear.org/information-library/nuclear-fuel-cycle/mining-of-uranium/world-uranium-mining-production.aspx>

[11] OECD NEA & IAEA, Uranium 2016: Resources, Production and Demand (Red Book).

[12] CNPC Research Institute of Economics and Technology, World and China Energy Outlook 2016.

THE AUTHOR

NIGMATULIN Bulat I. – *Institute of Energy Problems*

E-mail: nb@geotar.ru

Received: 11.10.2019



DOI: 10.18721/JEST.25402
УДК 620.9

*М.П. Федоров¹, А.Н. Назарычев², А. Таджибаев²,
Н.В. Коровкин¹*

- 1 – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия
2 – Петербургский энергетический институт повышения квалификации,
Санкт-Петербург, Россия

ЗАДАЧИ УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИМ СОСТОЯНИЕМ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС

Рассмотрены мероприятия по совершенствованию теории управления техническим состоянием энергетического оборудования АЭС. Эти мероприятия следует рассматривать как комплексное отраслевое решение проблемы обеспечения надежности и безопасности эксплуатации действующих и вновь сооружаемых блоков АЭС. Рассмотренные задачи имеют существенное значение для перехода к системе ремонта энергетического оборудования АЭС по техническому состоянию, а также управления процессом его эксплуатации в зависимости от показателей надежности на протяжении всего жизненного цикла АЭС. Научно-практическое значение решения этих задач также состоит в создании моделей, алгоритмов и компьютерных программ, направленных на обеспечение надежности, безопасности и эффективности эксплуатации энергетического оборудования АЭС путем совершенствования системы технического обслуживания и ремонта и режимов эксплуатации с учетом фактического технического состоянием энергетического оборудования.

Ключевые слова: Энергосистема, техническое состояние, атомные станции, диагностика оборудования, техническая диагностика, безопасность, надежность

Ссылка при цитировании:

Федоров М.П., Назарычев А.Н., Таджибаев А., Коровкин Н.В. Задачи управления техническим состоянием оборудования АЭС // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 23–30. DOI: 10.18721/JEST.25402

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

*М.П. Fedorov¹, A.N. Nazarychev², A. Tadjibaev²,
N.V. Korovkin¹*

- 1 – Federal State educational establishment, St. Petersburg, Russia
2 – Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

PROBLEMS OF CONTROLLING THE TECHNICAL STATE OF EQUIPMENT IN NUCLEAR POWER PLANTS

We have analyzed the measures to improve the theory for controlling the technical state of equipment in nuclear power plants. These measures should be considered as a comprehensive sectoral solution to the problem of ensuring reliable and safe operation of existing and newly constructed nuclear power plant units. The tasks discussed are of great importance for transition to a system for repairing NPP power equipment based on technical condition, as well as management of its operation, depending on reliability indicators throughout the life cycle of the NPP. The scientific and practical significance of solving these problems also consists in creating models, algorithms and computer programs aimed at ensuring reliable, safe and efficient operation of NPP power equipment. This is achieved by improving the system of maintenance and repair and operating modes, taking into account the actual technical state of the power equipment.

Keywords: Power system, Technical condition, nuclear power plants, equipment diagnostics, technical diagnostics, operational safety, robust performance

Citation:

M.P. Fedorov, A.N. Nazarychev, A. Tadjibaev, N.V. Korovkin, Problems of controlling the technical state of equipment in nuclear power plants, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 23–30. DOI: 10.18721/JEST.25402

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Проблема управления техническим состоянием (ТС) энергетического оборудования (ЭО) атомных электрических станций (АЭС) является важной и актуальной. Действующие в различных условиях и режимах работы факторы оказывают определяющее влияние на степень износа ЭО в процессе эксплуатации. Они приводят к развитию и накоплению дефектов, и к более раннему наступлению предельного состояния и отказу ЭО. Для обеспечения безопасной и эффективной работы, при управлении режимами эксплуатации и ремонта необходимо знать фактический уровень надежности ЭО с учетом воздействия реальных эксплуатационных факторов [1]. Особенно это актуально для объектов ядерной энергетики. Воздействуя на режимы и условия работы, применяя при этом современные методы оценки ТС оборудования, можно эффективно и безопасно управлять процессом эксплуатации электроустановок АЭС¹.

Анализ существующих и активно развивающихся методов и средств технической диагностики ЭО в России [2–5]² и зарубежном

[10–13] показал, что их современный уровень и перспективы развития открывают реальные возможности перехода к новой технологии эксплуатации и ремонта оборудования АЭС по ТС.

Цель работы. Комплексная разработка методов и средств технической диагностики ЭО для решения важной отраслевой проблемы управления ТС основного производственного ЭО и объектов АЭС.

Материал и методика работы

Основные методологические положения и задачи управления ТС ЭО АЭС изложены в [10–13]. Система мероприятий по совершенствованию теории управления ТС ЭО объектов АЭС на основе внедрения методов и средств технической диагностики должна включать неотложные, среднесрочные и перспективные задачи.

Неотложные задачи:

- оценка ТС основного и вспомогательного ЭО, систем защиты, связи, телемеханики, автоматики и управления объектов АЭС;
- непрерывный сбор исходных данных, мониторинг состояния и прогнозирование остаточного ресурса оборудования АЭС;
- организация системы диагностики ЭО с использованием современных методов и средств;
- разработка нормативной базы, алгоритмов и программ по использованию результатов технической диагностики для адаптивного изменения режимов эксплуатации, выбора стратегии и планирование ремонтов оборудования АЭС;

¹ Назарычев А.Н., Таджибаев А.И., Титков В.В., Халилов Ф.Х. Основы управления техническим состоянием электрооборудования : учеб. пособие. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. 204 с.

² Назарычев А.Н., Таджибаев А.И., Титков В.В., Халилов Ф.Х. Основы управления техническим состоянием электрооборудования : учеб. пособие. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. 204 с.; Таджибаев А.И., Соловьев Ю.В., Назарычев А.Н. Анализ технического состояния защищенных проводов линий электропередачи : учеб. издание / под ред. А.И. Таджибаева. СПб.: ПЭИПК, «Северная звезда», 2015. 193 с.



- внедрение адаптивного управления состояниями процесса эксплуатации групп технологически взаимосвязанного оборудования АЭС;

- разработка инвестиционных программ целевого финансирования и контроль выполнения программ внедрения на объектах атомной энергетики средств технической диагностики.

Среднесрочные задачи:

- разработка и реализация программы развития системы технической диагностики действующего ЭО на протяжении жизненного цикла АЭС;

- совершенствование действующих и разработка новых методов и средств технической диагностики ЭО под напряжением;

- организация системы диагностики и прогнозирование ТС новых видов оборудования и токоведущих частей внедряемых на АЭС;

- разработка системы отраслевых регламентов и национальных стандартов по технической диагностике и оценке ТС ЭО на объектах атомной энергетики;

- разработка принципов развития объектов атомной энергетики с учетом внедрения цифровых технологий, методов управления производственными активами и новых средств контроля, мониторинга и оценки ТС ЭО;

- разработка системы высшего и дополнительного образования, непрерывного повышения квалификации по диагностике и неразрушающему контролю ЭО объектов атомной энергетики.

Перспективные задачи:

- производство в Российской Федерации современного высокоэффективного и высоконадежного диагностического оборудования для объектов атомной энергетики;

- формирование структуры глобальной системы диагностики и мониторинга на объектах атомной энергетики России, обладающей тре-

буемой глубиной, высокой наблюдаемостью, адаптивностью и достоверностью;

- реализация системы принципов, процедур и правил управления ТС ЭО, обеспечивающих требуемую надежность, безопасность и эффективность работы объектах атомной энергетики при одновременной внедрении технологий информационной безопасности на АЭС.

Вопросы совершенствования теории управления ТС ЭО на объектах атомной энергетики тесно связаны с применяемой в настоящее время системами технического обслуживания и ремонта (ТОиР) и технического перевооружения и реконструкции (ТПиР). Выбор рациональных систем ТОиР и ТПиР оборудования АЭС представляет собой комплексную проблему, которая основывается на теории надежности, физических процессах старения и восстановления и т. д.

Задача системы ТОиР заключается в том, что по истечении определенной наработки в момент предшествующий отказу проводят профилактические ремонты. Чем меньше время между моментами ожидаемого отказа и выполнением профилактического ремонта, тем эффективнее стратегия ТОиР [6–9].

Задача системы ТПиР заключается в том, что по истечении определенной наработки необходимо провести реконструкцию и техническое перевооружение АЭС, которая позволит не только внедрить передовые доступные технологии на АЭС, снизить физический и моральный износ оборудования.

Поэтому, теория управления ТС ЭО объектов атомной энергетики включает в себя широкий комплекс задач: организацию диагностирования ЭО; оценку и прогнозирование показателей эксплуатационной надежности ЭО; оптимизацию сроков и объемов проведения ТОиР и ТПиР; выбор рациональной стратегии ТОиР и ТПиР; выбор стратегии управления процессом эксплуатации ЭО; планирование ТОиР и ТПиР оборудования с

учетом его фактического ТС; определения предельного времени эксплуатации ЭО, очередности ТПиР АЭС. Решение этих задач позволит повысить эффективность процесса эксплуатации всей атомной энергетической отрасли, надежность и безопасность эксплуатации АЭС.

Расчетное исследование

В качестве количественной оценки ТС ЭО в настоящее время наиболее часто используются следующие интегральные показатели: технический ресурс (наработка); индекс технического состояния (ИС); коэффициент дефектности; бальная оценка и другие. При этом любая качественная оценка ТС должна достоверно отражать уровень ТС ЭО и его изменение в рамках установленных пределов, а также иметь понятный технический смысл и однозначную интерпретацию. При этом также важно получить количественные значения как показателей долговечности, так и показателей безотказности оборудования. Для этого разработана методика

оценки вероятности отказов ЭО с учетом его технического состояния, определяемого по значению интегрального показателя [14]. Методика позволяет получить не только конкретные точечные значения вероятностей, но и построить зависимости вероятностей безотказной работы и отказа от наработки t . Для этих целей проведены расчетные исследования по различным видам ЭО с учетом значений технического ресурса и индекса технического состояния. На рис. 1 и 2 в качестве примера представлены формы отображения зависимости функции изменения ИС $S(r)$ от наработки, а также вероятностей отказа Q и безотказной работы P для трансформатора ТМН – 6300/110/10 за календарную наработку r (для линейной аппроксимации $S(r)$).

Подобные зависимости построены для различного ЭО и позволяют расширить применение Методик оценки интегральных показателей оценки ТС за счет выполнения не только точечного сравнения значений показателей оценки ТС и вероятностей, но и на всем рассматриваемом периоде эксплуатации ЭО.

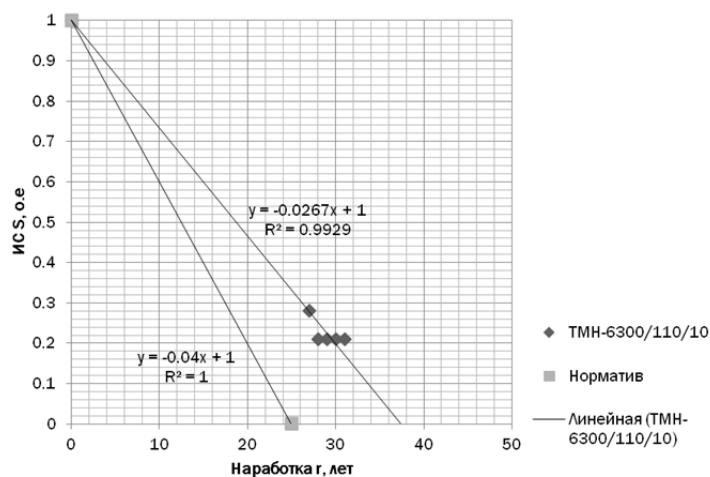


Рис. 1. Формы отображения зависимости функции изменения ИС $S(r)$ от наработки для линейной аппроксимации $S(r)$ для трансформатора ТМН – 6300/110/10

Fig. 1. Forms of displaying the dependence of the change function of the IS $S(r)$ on the operating time for the linear approximation $S(r)$ for the transformer ТМН - 6300/110/10

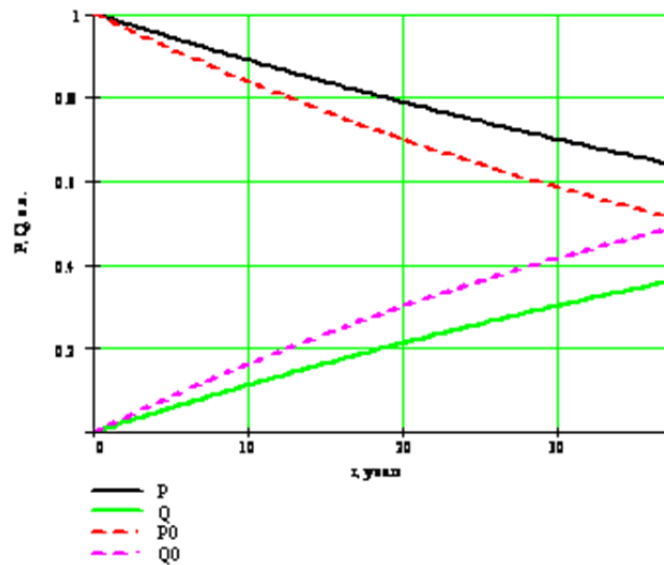


Рис. 2. Формы отображения зависимости функции изменения вероятностей отказа Q и безотказной работы P оборудования за календарную наработку r для трансформатора ТМН – 6300/110/10

Fig. 2. Forms of displaying the dependence of the function of changing the probability of failure Q and the failure-free operation P of the equipment for the calendar operating time r for the transformer TMN – 6300/110/10

Обсуждение результатов

В работе [2] подробно рассмотрены подходы по определению технического ресурса трансформаторов, электродвигателей, выключателей, кабелей и другого ЭО. Получены выражения определения нормативного и фактического остаточного ресурса ЭО с учетом воздействия эксплуатационных факторов:

$$R_{0,ocm}^* = 1 - R_{cp}^*, \quad (1)$$

$$R_{ocm}^* = R_{0,ocm}^* - \left(- \sum_{j=1}^K \int_0^{R_j^*} e^{\sum_{i_T=1}^{N_T} \frac{(X_{i_T j}^* - 1)}{\Delta X_{i_T}^*} + \sum_{i_{\mathcal{E}}=1}^{N_{\mathcal{E}}} \frac{(X_{i_{\mathcal{E}} j}^* - 1)}{\Delta X_{i_{\mathcal{E}}}^*} + \sum_{i_M=1}^{N_M} \frac{(X_{i_M j}^* - 1)}{\Delta X_{i_M}^*} + \sum_{i_X=1}^{N_X} \frac{(X_{i_X j}^* - 1)}{\Delta X_{i_X}^*}} dr - R_j^* \right), \quad (2)$$

где R_0^* – нормативный ресурс ЭО; где $i_T = 1 \dots N_T$, $i_{\mathcal{E}} = 1 \dots N_{\mathcal{E}}$, $i_M = 1 \dots N_M$, $i_X = 1 \dots N_X$ – количество тепловых, электрических, механических, химических факторов; X_{i_T} , $X_{i_{\mathcal{E}}}$, X_{i_M} , X_{i_X} – величина i_T -го теплового, $i_{\mathcal{E}}$ -го электрического, i_M -го механического, i_X -го химического факторов; ΔX_{i_T} , $\Delta X_{i_{\mathcal{E}}}$, ΔX_{i_M} , ΔX_{i_X} – отклонение i_T -го тепло-

вого, $i_{\mathcal{E}}$ -го электрического, i_M -го механического, i_X -го химического факторов; R_j^* – интервал наработки; K – количество рассматриваемых интервалов наработки R_j^* .

После того как ЭО отработало фактический сработанный ресурс R_{cp}^* , по формуле (1) можно определить нормативный остаточный ресурс, т.е. величину наработки, которую электрооборудование сможет отработать при его дальнейшей эксплуатации в нормативных условиях.

Под индексом состояния (ИС) понимают безразмерную числовую величину, нормируемую к 100 (0 – наихудшее состояние, 100 – наилучшее), которая характеризует ТС ЭО. Для каждого ЭО рассчитывается ИС как взвешенная сумма оценок критериев ТС, которые формируются на основе измеряемых параметров ЭО. Для многокомпонентного ЭО ИС рассчитывается как средневзвешенное из ИС компонентов ЭО. Весовые коэффициенты, с которыми компоненты участвуют в расчете

ИС многокомпонентного ЭО, определяются экспертным путем, исходя из значимости компонента для функционирования многокомпонентного ЭО. Для расчета ИС многокомпонентных объектов используется формула:

$$I_{\text{МКО}} = \frac{\sum_i W_i I_i}{\sum_i W_i},$$

где: $I_{\text{МКО}}$ – ИС многокомпонентного ЭО; W_i – вес i -го компонента ЭО; I_i – ИС i -го компонента. В таблице показан перевод количественной оценки ИС в качественную.

Данный подход позволяет сформировать приоритизированный с позиции управления ТС перечень ЭО с учетом оценки ИС, вероятности отказа и последствий отказа. Проблемой является корректная оценка ТС, и возможность спрогнозировать сроки и объем необходимого воздействия в виде ТОиР или замены ЭО. Методика оценки ТС по значению ИС предусматривает разработку текстовых алгоритмов оценки ИС для каждого ЭО.

Перевод количественной оценки ИС в качественную

Translation of a quantitative assessment of IP into a qualitative

Техническое состояние	Диапазон количественных значений индекса состояния
Предавварийное	0–29,999
Ухудшенное	30–59,999
Работоспособное	60–89,999
Исправное	90–100

Данная методика имеет логически обоснованную структуру, учитывает действующие

НТД и РД, а также значения параметров, полученных в результате выполнения технической диагностики. Оценка ТС выполняется по единым алгоритмам. Это является преимуществом такого подхода. Однако методика не учитывает динамику изменения и взаимное влияние показателей на ТС, что является препятствием корректной оценки ТС ЭО на основе ИС.

Балльная оценка ТС ЭО – безразмерный числовой показатель ТС сборочной единицы или узла, либо единицы ЭО выраженный в баллах. Интегральная классификационная балльная оценка ТС ЭО вводилась из предположения, что исправное состояние нового ЭО позволяет достичь допустимую установленную безотказную наработку. Развитие методики балльной оценки ТС получило при разработке методов экспрес-оценки ТС ЭО по результатам выездных проверок. Уровень развития каждого из возможных дефектов функциональных узлов ЭО классифицируются и соответствует определенному цвету. Заключение о ТС узла ЭО определяется наибольшим уровнем развития дефекта данного узла. Вид ТС ЭО определяется ТС узла с наименьшим баллом. Недостатком такой оценки ТС ЭО является высокое влияние человеческого фактора на результат оценки ТС.

Проведенные исследования позволяют выполнять расчеты интегральных показателей оценки ТС, а также вероятностей отказа и безотказной работы для различных групп ЭО АЭС в зависимости от наработки и ТС оборудования, определяемого по значениям интегральных показателей (ИС), что подтверждает возможность практического применения разработанных подходов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Воропай Н.И., Ковалёв Г.Ф., Кучеров Ю.Н., [и др.]. Концепция обеспечения надежности в электроэнергетике. М.: ООО ИД «ЭНЕРГИЯ», 2013. 304 с.

[2] Назарычев А.Н., Андреев Д.А. Методы и математические модели комплексной оценки технического состояния электрооборудования / Иван. гос. энерг. ун-т. Иваново, 2005. 224 с.

[3] Назарычев А.Н., Андреев Д.А. Методические основы определения предельных сроков эксплуатации и очередности технического перевооружения объектов электроэнергетики / Иван. гос. ун-т. Иваново, 2005. 168 с.

[4] Назарычев А.Н., Таджибаев А.И. Управление техническим состоянием электроустановок активно-адаптивных энергетических предприятий. СПб.: ПЭИПК, 2011. 84 с.



- [5] Методы и средства оценки состояния энергетического оборудования. Вып. 44. Обеспечение пожарной безопасности методами технической диагностики энергетических установок / под ред. д.т.н., проф. А.И. Таджибаева и д.т.н., проф. А.Н. Назарычева. СПб.: ПЭИПК, 2014. 115 с.
- [6] **Назарычев А.Н.** Методы и модели оптимизации ремонта электрооборудования объектов энергетики с учетом технического состояния / Иван. гос. энерг. ун-т. Иваново, 2002. 168 с.
- [7] **Назарычев А.Н., Таджибаев А.И., Андреев Д.А.** Совершенствование системы проведения ремонтов электрооборудования электростанций и подстанций. СПб.: ПЭИПК, 2004. 64 с.
- [8] **Назарычев А.Н.** Основные принципы системы технического обслуживания и ремонта электрооборудования по техническому состоянию // Надежность либерализованных систем энергетики / под ред. Н.И. Воропая, А.Д. Тевяшева. Новосибирск: Наука, 2004. С. 173–183.
- [9] **Назарычев А.Н., Андреев Д.А., Таджибаев А.И.** Справочник инженера по наладке, совершенствованию технологии и эксплуатации электрических станций и сетей. Централизованное и автономное электроснабжение объектов, цехов, промыслов, предприятий и промышленных комплексов / под ред. А.Н. Назарычева. М.: Инфра-Инженерия, 2006. 928 с.
- [10] **Nazarychev A., Tadzhibaev A., Solovyev Y.** The Inspection of the Technical State of Critical Infrastructure Facilities // International Conference on Problems of Critical Infrastructures, Proceedings. Ed. by Z.A. Styczynski, N.I. Voropai. Irkutsk: Energy Systems Institute, 2015. P. 144–151.
- [11] Learning from Differences in Energy Sector // International Seminar, Proceedings. Ed. by A. Nazarychev, M. Huhtinen. St. Petersburg, Kotka: PEIPK, KY-AMK, 2016. 108 p.
- [12] **Solovyev Y., Nazarychev A., Tadzhibaev A.** Details on technical condition assessment of overhead covered conductors under extreme climatic impacts // Proceedings of 2014 Electric Power Quality and Supply Reliability Conference (PQ 2014), Rakvere, Estonia, 11–13 June 2014, IEEE Catalog Number CFP1452E-POD. P. 379–383.
- [13] **Sulynenkov I.N., Nazarychev A.N., Tadzhibaev A.I.** Reliability Model of High-Voltage Circuit Breakers With Taking Into Account Breaker Failure Protection // Scientific – Industrial Journal Electroenergetics, Electrotechnics, Electromechanics + Control. 2013. Vol. 4, no. 4. P. 46–55.
- [14] **Бердников Р.Н., Гвоздев Д.Б., Кузьмин И.А., [и др.]** Методика оценки вероятности отказов основного электросетевого оборудования с учетом его технического состояния // Сборник научно-технических статей сотрудников Группы компаний «Россети». М.: Электроэнергия. Передача и распределение, 2017. С. 151–163.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ФЕДОРОВ Михаил Петрович — доктор технических наук советник ректора Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: M.Fedorov@spbstu.ru

НАЗАРЫЧЕВ Александр Николаевич — доктор технических наук ректор Петербургского энергетического института повышения квалификации

E-mail: rector@peipk.spb.ru

ТАДЖИБАЕВ Алексей — доктор технических наук заведующий кафедры «Диагностика и управление техническим состоянием энергетического оборудования» Петербургского энергетического института повышения квалификации

E-mail: nazarychev@mail.ru

КОРОВКИН Николай Владимирович — доктор технических наук заведующий кафедрой Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: nikolay.korovkin@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 24.04.2017

REFERENCES

- [1] N.I. Voropay, G.F. Kovalev, Yu.N. Kucherov, **i dr.**, Kontsepsiya obespecheniya nadezhnosti v elektroenergetike. M.: OOO ID «ENERGIYA», 2013.
- [2] A.N. Nazarychev, D.A. Andreyev, Metody i matematicheskiye modeli kompleksnoy otsenki tekhnicheskogo sostoyaniya elektrooborudovaniya. Ivan. gos. energ. un-t. Ivanovo, 2005.
- [3] A.N. Nazarychev, D.A. Andreyev, Metodicheskiye osnovy opredeleniya predelnykh srokov ekspluatatsii i ocherednosti tekhnicheskogo perevoorzheniya obyektov elektroenergetiki. Ivan. gos. un-t. Ivanovo, 2005.
- [4] A.N. Nazarychev, A.I. Tadzhibayev, Upravleniye tekhnicheskim sostoyaniyem elektroustanovok aktivno-adaptivnykh energeticheskikh predpriyatiy. SPb.: PEIPK, 2011.
- [5] Metody i sredstva otsenki sostoyaniya energeticheskogo oborudovaniya. Vyp. 44. Obespecheniye pozharnoy bezopasnosti metodami tekhnicheskoy diagnostiki energeticheskikh ustanovok. Pod red. d.t.n., prof. A.I. Tadzhibayeva i d.t.n., prof. A.N. Nazarycheva. SPb.: PEIPK, 2014.
- [6] A.N. Nazarychev, Metody i modeli optimizatsii remonta elektrooborudovaniya obyektov energetiki s uchetom tekhnicheskogo sostoyaniya. Ivan. gos. energ. un-t. Ivanovo, 2002.
- [7] A.N. Nazarychev, A.I. Tadzhibayev, D.A. Andreyev, Sovershenstvovaniye sistemy provedeniya remontov elektrooborudovaniya elektrostantsiy i podstantsiy. SPb.: PEIPK, 2004.
- [8] A.N. Nazarychev, Osnovnyye printsipy sistemy tekhnicheskogo obsluzhivaniya i remonta elektrooborudovaniya po tekhnicheskomu sostoyaniyu, Nadezhnost liberalizovannykh sistem energetiki. Pod red. N.I. Voropaya, A.D. Tevyasheva. Novosibirsk: Nauka, (2004) 173 – 183.
- [9] A.N. Nazarychev, D.A. Andreyev, A.I. Tadzhibayev, Spravochnik inzhenera po naladke, sovershenstvovaniyu tekhnologii i ekspluatatsii elektricheskikh stantsiy i setey. Tsentralizovannoye i avtonomnoye elektrosnabzheniye obyektov, tsekhov, promyslov, predpriyatiy i promyshlennykh kompleksov. Pod red. A.N. Nazarycheva. M.: Infra-Inzheneriya, 2006.
- [10] A. Nazarychev, A. Tadzhibaev, Y. Solovyev, The Inspection of the Technical State of Critical Infrastructure Facilities, International Conference on Problems of Critical Infrastructures, Proceedings. Ed. by Z.A. Styczynski, N.I.Voropai. Irkutsk, Energy Systems Institute, (2015) 144–151.
- [11] Learning from Differences in Energy Sector// International Seminar, Proceedings. Edited by A. Nazarychev and M. Huhtinen. St. Petersburg, Kotka: PEIPK, KYAMK, 2016.
- [12] Y. Solovyev, A. Nazarychev, A. Tadzhibaev, Details on technical condition assessment of overhead covered conductors under extreme climatic impacts, Proceedings of 2014 Electric Power Quality and Supply Reliability Conference (PQ 2014), Rakvere, Estonia, 11–13 June 2014, IEEE Catalog Number CFP1452E-POD (379–383).
- [13] I.N. Sulynkov, A.N. Nazarychev, A.I. Tadzhibayev, Reliability Model of High-Voltage Circuit Breakers With Taking Into Account Breaker Failure Protection, Scientific – Industrial Journal Electroenergetics, Electrotechnics, Electromechanics + Control, 4 (4) (2013) 46–55.
- [14] R.N. Berdnikov, D.B. Gvozdev, I.A. Kuzmin, **i dr.**, Metodika otsenki veroyatnosti otkazov osnovnogo elektrosetevogo oborudovaniya s uchetom yego tekhnicheskogo sostoyaniya, Sbornik nauchno-tekhnicheskikh statey sotrudnikov Gruppy kompaniy «Rosseti». M.: Elektroenergiya. Peredacha i raspredeleniye, (2017) 151–163.

THE AUTHORS

FEDOROV Mikhail P. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: M.Fedorov@spbstu.ru

NAZARYCHEV Aleksandr N. – *Federal State educational establishment*

E-mail: rector@peipk.spb.ru

TADJIBAEV Aleksei – *Federal State educational establishment*

E-mail: nazarythev@mail.ru

KOROVKIN Nikolai V. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: nikolay.korovkin@gmail.com

Received: 24.04.2017



DOI: 10.18721/JEST.25403
УДК 532.529:536.24

Н.Н. Кортиков

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ ОХЛАЖДАЕМОЙ ЛОПАТКИ ГАЗОВОЙ ТУРБИНЫ

Предложен метод расчета неопределенностей, возникающих при использовании граничного условия третьего рода на характерных участках профиля охлаждаемой лопатки газовой турбины (плоская гладкая и оребренная стенки, а также стенка с газовой завесой). Показано, что неопределенность для гладкой стенки возрастает при увеличении значений чисел Био, при этом величина ошибки может достигнуть 1,47 % при числах Био, равных 1,0. Для оребренной стенки неопределенности повышается до 2,4 %. Наибольшая ошибка, связанная с применением граничного условия третьего рода, имеет место на пластине с выдувом завесы (неопределенность может возрасти до 11 %). Данный метод прошел валидацию на примере охлаждаемой рабочей лопатки Центрального института авиационного моторостроения. Применение граничных условий третьего рода вносит значительную погрешность при определении теплового состояния лопатки с конвективно-пленочной системой охлаждения (особенно для вогнутой поверхности лопатки). На спинке лопатки различие между подходами проявляется меньше вследствие формирования более устойчивой пленки охладителя. Учет неопределенности позволил снизить ошибку при расчете теплового состояния охлаждаемой лопатки с 8 % до 3 %

Ключевые слова: газовая турбина; конвективно-пленочная система охлаждения; неопределенность, оребренная стенка, струя, сопряженность, граничное условие третьего рода

Ссылка при цитировании:

Кортиков Н.Н. Неопределенности при моделировании теплового состояния охлаждаемой лопатки газовой турбины // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 31–41. DOI: 10.18721/JEST.25403

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

N.N. Kortikov

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

UNCERTAINTIES IN MODELING THE THERMAL STATE OF COOLED GAS TURBINE BLADE

We have proposed a method for calculating the uncertainties arising when using a boundary condition of the third kind in characteristic sections of the profile of a cooled gas turbine blade (flat smooth wall, ribbed wall, and wall with an air curtain). It is shown that uncertainty for a smooth wall increases with increasing values of the Biot numbers, while the error can reach 1.47 % with Biot numbers equal to 1.0. For a ribbed wall, the uncertainty rises to 2.4 %. The largest error associated with application of a boundary condition of the third kind occurs on a plate with a curtain blowing (the uncertainty can increase to 11 %). This method has been validated using the example of a cooled working blade at the Central Institute of Aviation Motors. Applying boundary conditions of the third kind introduces a significant error in determining the thermal state of the

blade with a convective-film cooling system (especially for concave surface of the blade). The difference between the approaches is less pronounced on the back of the blade, due to formation of a more stable cooler film. Accounting for uncertainty allowed to reduce the error in calculating the thermal state of the cooled blade from 8 % to 3 %

Keywords: gas turbine; convective film cooling system; uncertainty, curved wall, jet, conjugation, boundary condition of third kind

Citation:

N.N. Kortikov, Uncertainties in modeling the thermal state of cooled gas turbine blade, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 31–41. DOI: 10.18721/JEST.25403

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. В настоящее время основным направлением является рост параметров рабочего тела (особенно температуры) на входе в турбину авиационного газотурбинного двигателя (ГТД), что ведет к повышению КПД и удельной мощности установки, снижению удельной массы и габаритов.

Вследствие этого неуклонно повышаются требования к точности методов расчета теплового состояния, так как ошибка в 5 % для температуры поверхности лопатки турбины может привести к искажению ресурса работы двигателя, достигающего 500 часов летного времени [1].

В маневренных двигателях при температуре газа 1700–1800К широко применяются лопатки с развитым конвективно-пленочным охлаждением [2], где за счет интенсивного заградительного охлаждения уменьшается тепловой поток и снижаются температурные напряжения.

В рабочей лопатке многоканальной конструкции с развитой системой конвективно-пленочного охлаждения (рис. 1) восемь рядов перфорации диаметром $d = 0,4$ мм выполнены с различным шагом P по высоте. В местах интенсивного заградительного охлаждения относительный шаг отверстий перфорации небольшой $P/d = 3,1–3,5$, в остальных сечениях – $4,7–7,0$. Угол выхода потока через перфорацию на спинке и корыте в основном находится

в пределах 45° по отношению к касательной профиля.

Во втором, третьем и четвертом канале лопатки в качестве интенсификаторов теплообмена применяются ребра с относительным шагом $P/h = 10$. Высота ребер h во втором канале 0,4 мм, а в третьем и четвертом 0,3 мм.

На рис. 1 отмечается, что конструкция охлаждаемой лопатки содержит участки в виде **плоской и оребренной стенок, а также с выдувом газовых завес**. Воздух, текущий в каналах 1–5 системы охлаждения, и газ в виде продуктов сгорания разделены твердой стенкой лопатки, тепловое состояние которой определяется механизмом теплопередачи с использованием коэффициентов теплоотдачи (граничные условия третьего рода).

Постановка задач о конвективном теплообмене в сопряженной постановке требует использования в качестве граничных условий естественных условий сопряжения температурных полей и тепловых потоков на границе раздела твердого тела и теплоносителей [3–5].

При этом, главная трудность, возникающая при рассмотрении сопряженных задач, состоит в уточнении взаимосвязи между локальными плотностями теплового потока и температурными напорами на неизотермических поверхностях раздела.

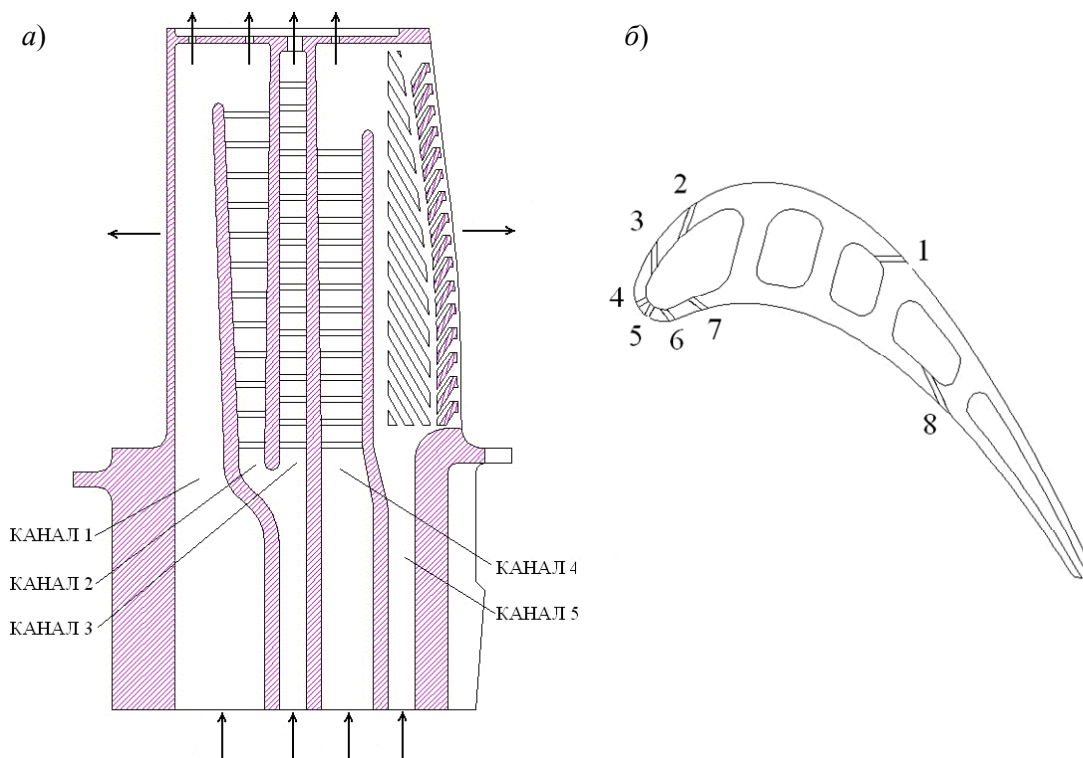


Рис. 1. Конструктивная схема лопатки (а) и схема расположения отверстий перфорации в поперечном сечении (б)

Fig. 1. The design of the blade (a) and the location of the perforation holes in the cross section (б)

Обобщенный закон Ньютона – Рихмана в виде уравнения (1) определяет связь между температурным напором $\vartheta_w = T_w - T_\infty$ и плотностью теплового потока на стенке q_w . Если используется только первый член ряда, то приходим к граничному условию третьего рода. При применении двух слагаемых этого ряда величина теплового потока будет учитывать более «тонкие» процессы, связанные с неизо-термичностью поверхности тела [6]:

$$q_w = \alpha \left[\vartheta_w + \sum_{k=1}^{\infty} g_k x^k \frac{d^k \vartheta_w}{dx^k} \right], \tag{1}$$

$$\sigma = \frac{q_w - q_w^*}{q_w^*} = \sum_{k=1}^{\infty} g_k \frac{x^k}{\vartheta_w} \frac{d^k \vartheta_w}{dx^k},$$

где q_w^* – плотность теплового потока на изо-термической поверхности; g_k – коэффициенты разложения ряда.

Величину $\sigma = (q_w - q_w^*) / q_w^*$ можно трактовать как неопределенность, возникающую при вычислении величины теплового потока на стенке в случае использования граничного условия третьего рода на неизотермической поверхности.

Сквозной алгоритм рассмотрения совместных процессов теплопроводности в твердом теле и конвективного теплообмена в жидкости является особенностью численных методов расчета задач сопряженного теплообмена [7–10]. Это приводит к существенному увеличению числа ячеек сеточной модели (до 23 миллионов [11]) и времени расчета теплового состояния лопатки по сравнению с решением задачи теплопроводности в теле лопатки с граничными условиями третьего рода.

Вышеуказанные недостатки можно устранить, если при постановке задачи (в рамках решения задачи теплопроводности) опреде-

лить неопределенности для теплового потока (и температуры) на стенке, возникающие в случае использования граничных условий третьего рода.

Целью данной работы является разработка метода расчета неопределенностей $\sigma = g_1 \frac{x}{\vartheta_w} \cdot \frac{d\vartheta_w}{dx}$, возникающих при использовании граничного условия третьего рода на характерных участках профиля лопатки турбины.

Теплопередача через неизотермическую плоскую стенку

Гладкая стенка. Используя значения коэффициентов теплопроводности материала стенок лопаток (например, сплав ЖС6У [12]), ее толщину и коэффициенты теплоотдачи на обеих сторонах поверхности профиля, числа Био с наружной Bi_1 и внутренней Bi_2 сторон стенки лопатки находятся в диапазоне 0,4–1,2.

Безразмерный температурный перепад (глубина охлаждения) на поверхности пластины записывается в виде:

$$\theta_w = \frac{T_{\infty 1} - T_{w1}}{T_{\infty 1} - T_{\infty 2}} = \frac{q_w}{\alpha_1(T_{\infty 1} - T_{\infty 2})} = \frac{1}{1 + Bi_1 / Bi_2 + Bi_1}, \quad (2)$$

где T_{w1} , $T_{\infty 1}$, $T_{\infty 2}$ – температура одной из поверхностей плоской стенки и омывающих с разных сторон жидкостей соответственно; α_1 , α_2 – коэффициенты теплоотдачи на различных сторонах пластины; $Bi_1 = \alpha_1 \Delta / \lambda_s$, $Bi_2 = \alpha_2 \Delta / \lambda_s$ – числа Био; Δ – толщина пластины; λ_s – теплопроводность материала плоской стенки.

Числа Нуссельта на изотермической поверхности определяются как

$$\begin{aligned} Nu_x &= 0,332 \cdot Pr^{1/3} \cdot Re_x^{1/2}, \\ Nu_x &= 0,0295 \cdot Pr^{0,4} \cdot Re_x^{0,8} \end{aligned} \quad (3)$$

для ламинарных и турбулентных течений соответственно. Здесь Re_x и Pr – числа Рейнольдса и Прандтля; x – координата, отсчитываемая вдоль пластины.

Если режимы течения жидкостей различные, то числа Био записываются как $Bi_1 = D_1 x^{-n}$, $Bi_2 = D_2 x^{-m}$. Тогда неопределенность величины плотности теплового потока вычисляется по формуле:

$$\sigma = g_1 \frac{\left[n + (n-m) \frac{1}{Bi_2} \right]}{\left(1 + \frac{1}{Bi_1} + \frac{1}{Bi_2} \right)}. \quad (4)$$

При ламинарном течении коэффициент g_1 равняется 0,62, для турбулентного – $g_1 = 0,22$ [6]. Анализ формулы (4) показывает, что ошибка σ стремится к максимальной величине σ_{\max} при $x \rightarrow 0$

$$\begin{aligned} \sigma_{\max} &= g_1 n \text{ при } (n, m \geq 0); \\ \sigma_{\max} &= g_1(n-m) \text{ при } (n \geq 0, m \leq 0). \end{aligned} \quad (5)$$

Таким образом, при разнонаправленном изменении чисел Био ($n \geq 0$, $m \leq 0$) на сторонах пластины, что имеет место в случае противопоточного движения теплоносителей, наблюдается повышение σ_{\max} по сравнению с прямоточным течением ($n, m \geq 0$).

На рис. 2 дается трехмерная диаграмма, построенная по результатам расчета по формуле (4) неопределенности σ (ось z) в зависимости от чисел Bi_1 (ось x) и Bi_2 (ось y).

Анализ данных на рис. 2 позволяет заключить, что неопределенность возрастает при увеличении значений чисел Био, при этом величина ошибки может достигнуть 1,47% при $Bi_1 = Bi_2 = 1,0$.

Оребренная стенка. Для оребренной стенки дополнительно вводятся параметры [13]: $\beta = F_{p,c} / F_1$ – коэффициент оребрения;

$$\alpha_{p,c} = \alpha_c \frac{F_c}{F_{p,c}} + \alpha_p z E \frac{F_p}{F_{p,c}}$$

– приведенной коэффициент теплоотдачи; z – число ребер; $F_{p,c} = F_c + zF_p$ – площадь оребренной стенки; F_p – площадь боковой поверхности ребра; F_1 – площадь неоребренной стороны стенки; α_c – коэффициент теплоотдачи на поверхности между ребрами; α_p – коэффициент теплоотдачи на поверхности ребра; E – эффективность ребра.

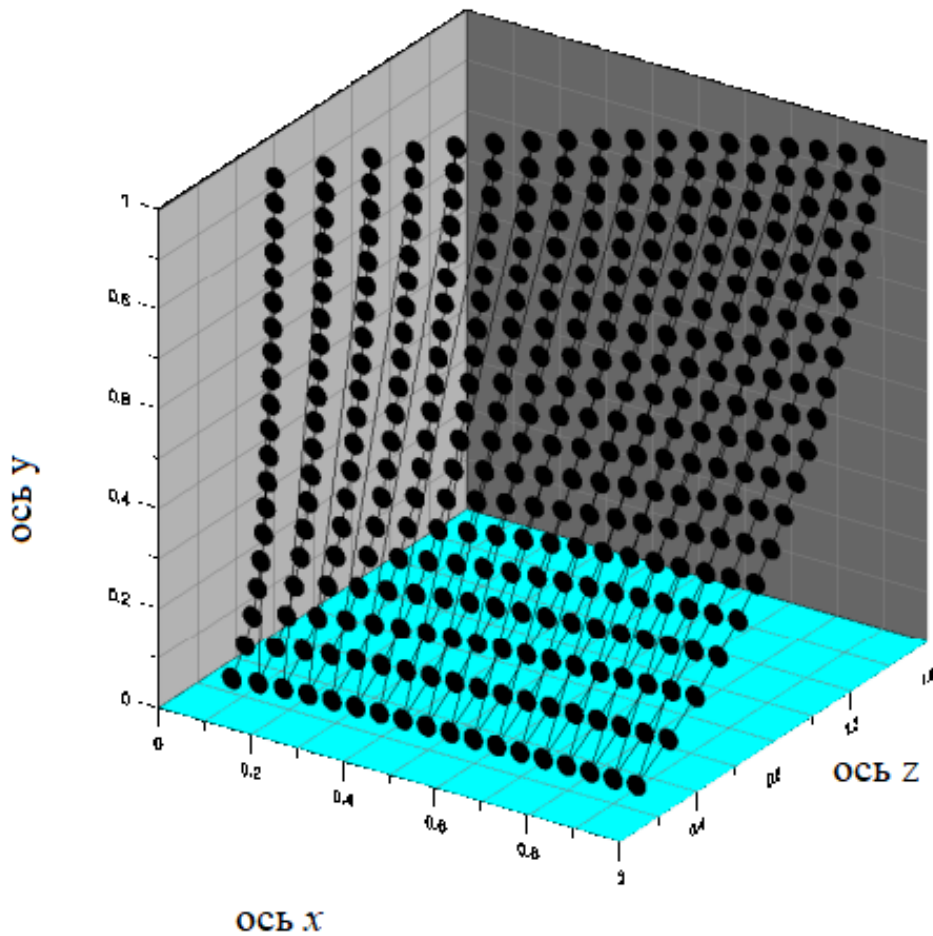


Рис. 2. Неопределенность теплового состояния неизотермической плоской стенки в зависимости от чисел Био с обеих сторон пластины

Fig. 2. Uncertainty of the thermal state of a non-isothermal flat wall depending on the Biot numbers on both sides of the plate

Глубина охлаждения θ_w для оребренной с одной стороны стенки имеет вид [13]

$$\theta_w = \frac{1}{1 + \alpha_1 \Delta / \lambda_w + \alpha_1 / (\beta \alpha_{p,c})}. \quad (6)$$

Введем числа Био: $Bi_p = \frac{\alpha_p \Delta}{\lambda_s}$ – для поверхности ребра; $Bi_c = \frac{\alpha_c \Delta}{\lambda_s}$ – для межреберного пространства и $Bi_{p,c} = \frac{\alpha_{p,c} \Delta}{\lambda_s}$ – приведенное число Био, которое записывается в виде $Bi_{p,c} \sim x^{-k}$ ($k = 0,4$).

Неопределенность теплового состояния оребренной стенки для турбулентного режима течения рассчитывается с помощью формулы (7). Результаты расчета представлены на рис. 3.

$$\sigma = g_1 \frac{\left\{ n + \frac{1}{\beta Bi_{p,c}} [n - k \gamma_{p,c}] \right\}}{\left(\frac{1}{Bi_1} + 1 + \frac{1}{\beta Bi_{p,c}} \right)}. \quad (7)$$

Здесь $\gamma_{p,c} = \frac{\alpha_c}{\alpha_{p,c}} \frac{F_c}{F_{p,c}}$ – коэффициент не-

равномерности теплового потока на оребренной поверхности; Bi_1 – число Био для неоребренной стороны стенки.

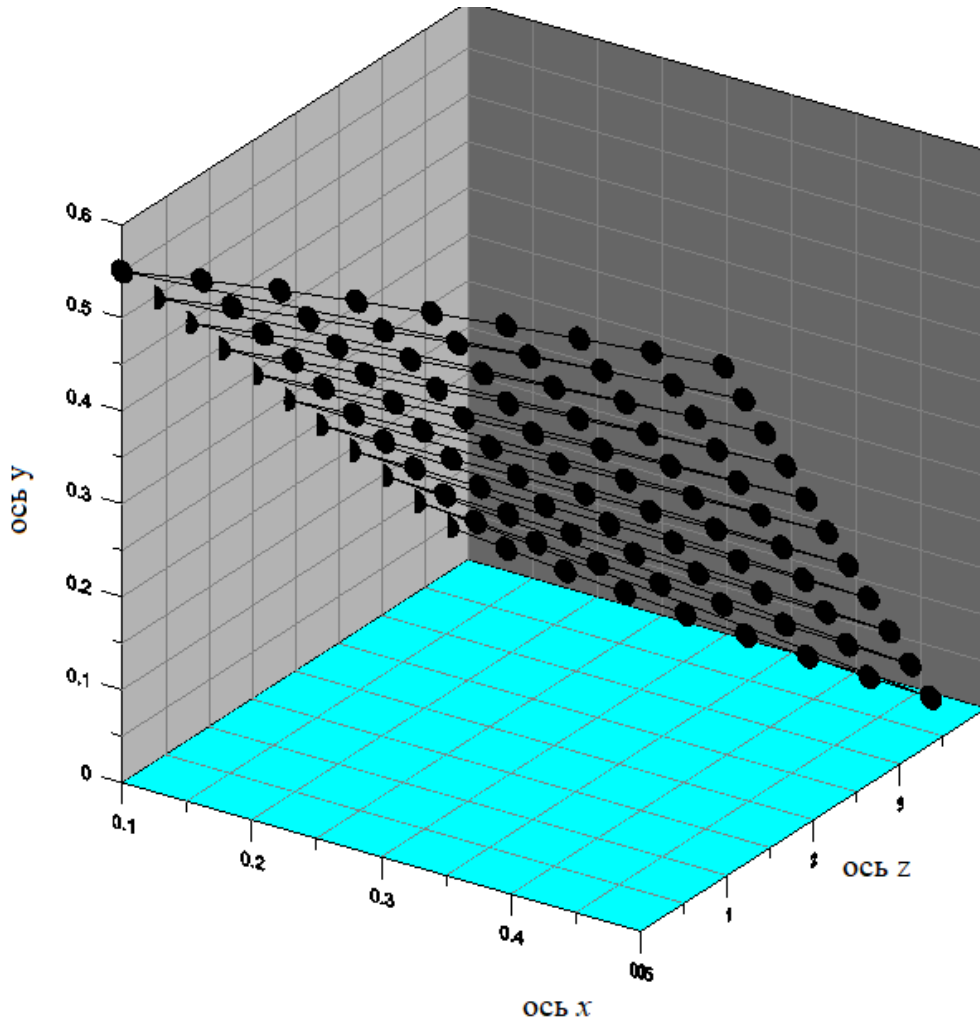


Рис. 3. Значения неопределенности (ось z) теплового состояния на оребренной стенке в зависимости от параметров $\beta Bi_{p,c}$ (ось x) и $\gamma_{p,c}$ (ось y) при $Bi_1 = 1,0$

Fig. 3. Uncertainty values (z axis) of the thermal state on the ribbed wall depending on the parameters $\beta Bi_{p,c}$ (x axis) and $\gamma_{p,c}$ (y axis) at $Bi_1 = 1,0$

Рис. 3 показывает повышение значения неопределенности на оребренной плоской стенке (до 2,4 %) при $\gamma_{p,c} = 0,05$ в диапазоне $0,25 \leq \beta Bi_{p,c} \leq 0,5$ и снижение (до 1 %) при $\gamma_{p,c} = 0,5$. В частности, для канала с оребренной стенкой системы охлаждения лопатки (рис. 1, a) $\beta = 1,078$, $\gamma_{p,c} = 0,59$ и $\sigma = 1,42$ %.

Плоская стенка с газовой завесой. Глубина охлаждения плоской стенки при наличии газовой завесы на одной из ее

поверхностей определяется с помощью выражения [14]

$$\theta_{\Sigma} = \bar{\eta} + \theta_w (1 - \bar{\eta}), \quad (8)$$

где $\theta_{\Sigma} = \frac{T_{\infty,1} - T_{w,1}}{T_{\infty,1} - T_{\infty,2}}$ – суммарная эффективность

(глубина) охлаждения; $\bar{\eta} = \frac{T_{\infty,1} - T_{ad,1}}{T_{\infty,1} - T_{\infty,2}}$ – осред-

ненная по ширине защищаемой поверхности эффективность пленочного охлаждения, где

$T_{ad,1}$ – температура смеси газов на адиабатной стенке; θ_w – конвективная составляющая конвективно – пленочной системы охлаждения.

В этом случае ошибка, связанная с использованием граничного условия третьего рода, запишется в виде

$$\sigma = g_1 \frac{x}{\theta_\Sigma} \cdot \frac{d\theta_\Sigma}{dx} = g_1 \frac{[nBi_1\theta_w^2(1-\bar{\eta}) - l(1-\theta_w)\bar{\eta}]}{(\bar{\eta} + \theta_w - \theta_w\bar{\eta})}. \quad (9)$$

При получении формулы (9) считалось, что эффективность пленочного охлаждения может быть представлена в виде степенной зависимости $\bar{\eta} = D_3 x^{-l}$. Величина и знак показателя степени l зависит от величины параметра вдува M и положения завесы x/d на защищаемой поверхности (рис. 4).

Ошибка от использования граничного условия третьего рода в задачах завесного охлаждения при $x \rightarrow 0$ запишется в виде

$$\begin{aligned} \sigma_{\max} &= -g_1 l \text{ при } n > 0 \text{ и } (n + l) > 0; \\ \sigma_{\max} &= g_1 n \text{ при } n > 0 \text{ и } (n + l) < 0 \end{aligned} \quad (10)$$

На рис. 4 можно видеть типичный характер изменения эффективности завесного охлаждения в зависимости от места вдува [11]. Значение $\bar{\eta}$ равно нулю в месте выпуска, поскольку поверхность между отверстиями не покрыта охлаждающим воздухом.

Далее $\bar{\eta}$ увеличивается, когда охлаждающий воздух расширяется по ширине с удалением от места вдува. Максимум достигается в месте, где обеспечивается наилучшее покрытие поверхности и где можно ожидать формирование сплошной пленки. Показатель степени $l = -0,86$ вблизи места вдува завесы (при $x/d < 15$). Он определен с помощью данных на рис. 4 для параметра вдува $M = 1,3$.

Результаты расчета по формуле (9) представлены в виде трехмерной диаграммы на рис. 5. Здесь по оси абсцисс указываются границы изменения конвективной составляющей глубины охлаждения θ_w , по оси ординат – диапазон изменения эффективности пленочного охлаждения $\bar{\eta}$. В качестве третьей координаты (ось z) на рис. 5 выступают значения неопределенности.

Результаты расчетов, представленные на рис. 5, показывают, что уменьшение конвективной составляющей в выражении (9) при неизменном значении $\bar{\eta}$ влечет за собой увеличение неопределенности. В частности, при $\theta_w = 0,5$ и $\bar{\eta} = 0,15$ неопределенность $\sigma = 3,28\%$. С уменьшением $\theta_w = 0,1$ и сохранении прежнего значения $\bar{\eta} = 0,15$ неопределенность σ возрастает до 11% .

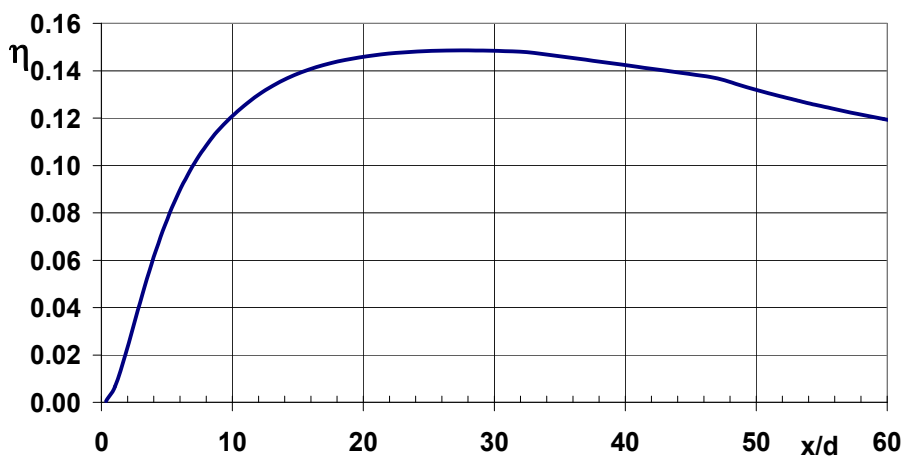


Рис. 4. Изменение эффективности завесного охлаждения вдоль пластины

Fig. 4. Changing the efficiency of film cooling along the plate

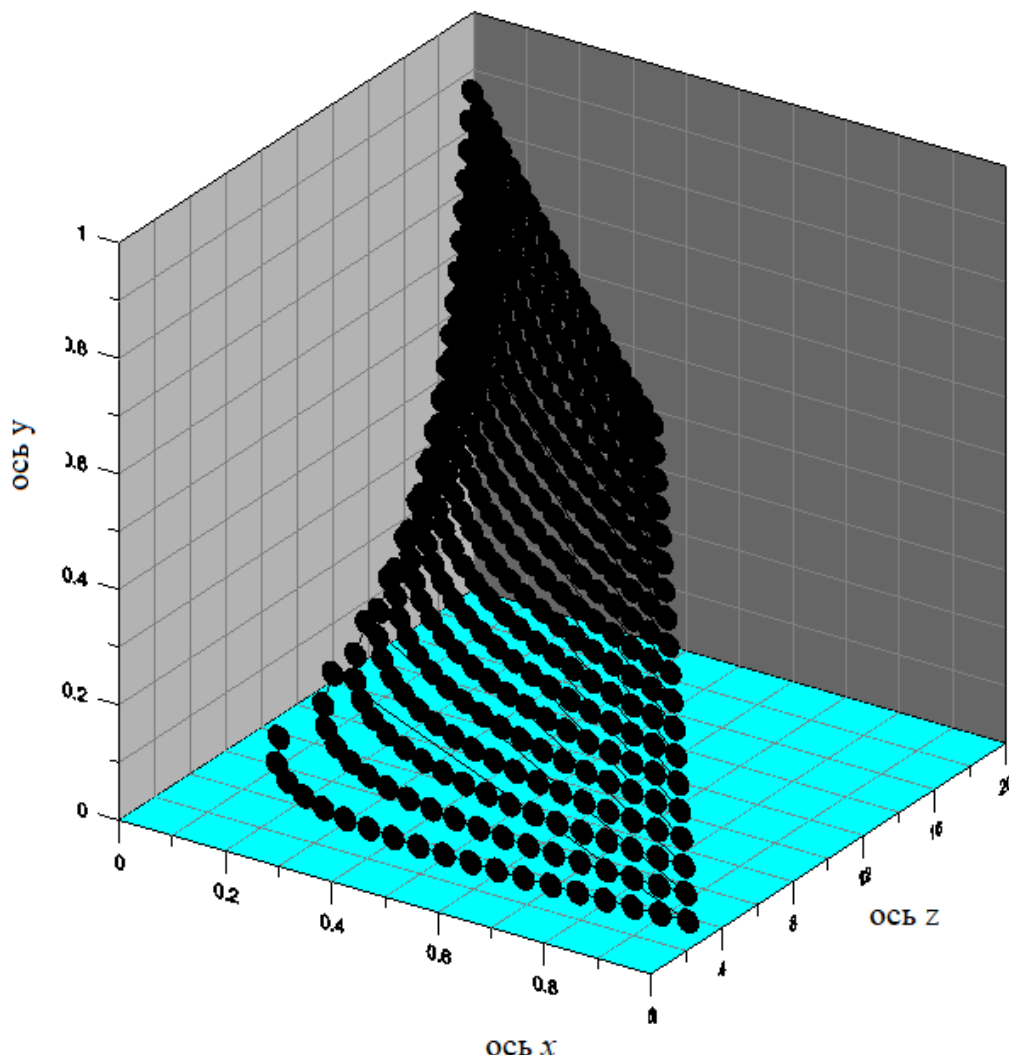


Рис. 5. Трехмерная диаграмма для расчета неопределенности теплового состояния пластины при выдуве газовой завесы

Fig. 5. Three-dimensional diagram for calculating the uncertainty of the thermal state of the plate when blowing a gas curtain

Неопределенность теплового состояния охлаждаемой рабочей лопатки

Значения неопределенностей для плоской стенки позволяют заключить, что наибольшая погрешность, связанная с применением граничного условия третьего рода, имеет место на пластине с выдувом завесы. Завеса является наиболее сильным «тепловым стоком», что провоцирует появление существенной неизотермичности в окрестности отверстий перфораций.

На рис. 6 представлены расчетные и опытные данные по распределению темпера-

туры поверхности профиля лопатки с конвективно-пленочным охлаждением. Результаты расчетов получены с помощью пакета *STAR CCM+* [15] и методом ЦИАМ [13], который использует интегральные соотношения пограничного слоя.

В качестве оси абсцисс выбрана безразмерная дуговая координата \bar{L} , которая отсчитывается от задней кромки лопатки по асовой стрелке: сначала вдоль корытной части лопатки и далее вдоль ее спинки.



Рис. 6. Сравнение результатов расчета с опытными данными [11] (1,2 – сопряженный и полу-сопряженный подходы соответственно; 3 – метод Центрального института авиационного моторостроения (ЦИАМ) с применением граничного условия третьего рода

Fig. 6. Comparison of calculation results with experimental data [11] (1,2 – conjugate and semi-conjugate approaches, respectively; 3 – method of the Central Institute of Aviation Motors (TsIAM) using a boundary condition of the third kind

Наилучшее соответствие результатов расчета и опытных данных наблюдается при использовании сопряженного подхода (кривая 1). Применение полу-сопряженного подхода (кривая 2) приводит к завышению температуры лопатки на 12,7 % вблизи задней кромки лопатки. Места выдува завес на вогнутую поверхность из канала 8 (рис. 1, б) и на спинку лопатки из канала 1 обозначаются стрелками (4 – выдув на спинку; 5 – на корыто лопатки).

Маркер в виде квадрата 3 на рис. 6 соответствуют значениям, полученным по методу ЦИАМ. Он находится выше опытной точки в месте выдува на корыте лопатки (расхождение составляет 8 %). Учет неопределенности на основе выражения (9) позволяет снизить ошибку в расчете температуры лопатки с 8 до 3 %.

Таким образом, применение граничных условий третьего рода вносит значительную погрешность при определении теплового состояния лопатки с конвективно – пленочной

системой охлаждения (особенно, для вогнутой поверхности лопатки [16]). На спинке лопатки различие между подходами проявляется меньше вследствие формирования более устойчивой пленки охладителя.

Заключение

Разработан метод расчета неопределенностей, возникающих при использовании граничного условия третьего рода, на характерных участках профиля лопатки турбины (плоская гладкая и оребренная стенки, а также стенка с газовой завесой). Показано, что наибольшая ошибка, связанная с применением граничного условия третьего рода, имеет место на пластине с выдувом завесы. Данный метод прошел валидацию на примере охлаждаемой рабочей лопатки ЦИАМ. Учет неопределенности позволяет снизить ошибку в расчете температуры охлаждаемой лопатки с 8 до 3 % на вогнутой поверхности лопатки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Работы ведущих авиадвигателестроительных компаний по созданию перспективных авиационных двигателей (аналитический обзор) / под ред. В.А. Скибина, В.И. Солонина. М.: ЦИАМ. 2004. 424 С.
- [2] **Takeishi K.** Progress of film cooling in industrial gas turbine vanes and blades. Proceedings of 12th European Conference on Turbomachinery Fluid dynamics & Thermodynamics ETC12, 2017; Stockholm, Sweden. 16 p.
- [3] **Luikov A.V.** Conjugate Convective Heat Transfer Problems // Int. J. Heat and Mass Transfer. 1974. Vol. 17, no. 2. P. 257–265.
- [4] **Karvinen R.** Simultaneous use of analytical and numerical methods in conjugated heat transfer // Proceedings of CHT-08 (ICHMT International Symposium on Advanced in Computational Heat Transfer). 2008. CHT-08-103. 13 p.
- [5] **Mironova M., Kortikov N.** Conjugated heat transfer on rotating bodies: theory and application in turbomachinery // Proceedings of 6th Baltic Heat Transfer Conference. Tampere. Finland. August 24–26. 2011. 6 p.
- [6] Conjugate problems in convective heat transfer/Dorfman A. Sh., Taylor & Francis Group, LLC. London – New York. 2010. 381 p.
- [7] **Caldichoury I.** Conjugated heat transfer problems and coupled between the incompressible CFD (ICFD) solver and thermal solver, applications, results and examples // 9th European LS – DYNA Conference. 2013. 9 p.
- [8] **Corral R., Wang Z., Chaquet J.M.G.** Pastor. Loosely coupled fluid/solid heat transfer analysis using a dynamic HTC approach // Proceedings of 10th European Conference on Turbomachinery Fluid dynamics & Thermodynamics ETC10, 2013; Lapperanta. University of Technology. 2013. Finland. 11 p.
- [9] **Mhetras Sh., Han Je-Chin,** Rudolph Ron. Film-cooling effectiveness from shaped film cooling holes for a gas turbine blade // Proceedings of ASME Turbo Expo 2008 June 9–13, 2008, Berlin, Germany. GT-2008-50916.
- [10] **Krivosova V., Lebedev A., Simin N., Zolotogorov M., Kortikov N.** Experimental and numerical analysis of high temperature gas turbine nozzle vane and film cooling effectiveness // Proceedings of ASME Turbo Expo – 2011, June 6–10, 2011. Vancouver, Canada. GT-2011-45294. 9 p.
- [11] **Kortikov N.N., Kuznetsov N.B., Sadovnikova T.Yu.** Improvement of approaches for simulating the thermal State of perforated blades used in high temperature gas turbines // Thermal Engineering. 2012, Vol. 59, no. 1. P. 13–19.
- [12] **Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М.** Литейные жаропрочные сплавы нового поколения//75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ. 2007. С. 27–44.
- [13] **Галицейский Б.М., Совершенный В.Д., Формалев В.Ф., Черный М.С.** Тепловая защита лопаток турбин / под ред. Б.М. Галицейского. М. Изд-во МАИ, 1996. 356 с.
- [14] **Венедиктов В.Д.** Газодинамика охлаждаемых турбин. М.: Машиностроение. 1990. 240 с.
- [15] STAR–CCM+ Documentation. CD – adapco. Version 10.02. 2015. 10819 p.
- [16] **Barigozzi G., Ravelli S., Armellini A., Macignat C., Casarsa L.** Experimental investigation of unsteadiness associated with film cooling flow ejection from the vane pressure side. 10-th European conference on turbomachinery // Fluid Dynamics and Thermodynamics. Conference proceedings. Lapperanta. University of Technology. April 15–19. 2013. Finland. P. 697–707.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

КОРТИКОВ Николай Николаевич – доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого
E-mail: n-kortikov@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 20.10.2019

REFERENCES

- [1] Raboty vedushchikh aviadvigatelestroitelnykh kompaniy po sozdaniyu perspektivnykh aviatsionnykh dvigateley (analiticheskiy obzor). Pod red. V.A. Skibina, V.I. Solonina. M.: TsIAM, 2004.
- [2] **K. Takeishi,** Progress of film cooling in industrial gas turbine vanes and blades, Proceedings of 12th European conference on turbomachinery fluid dynamics & thermodynamics, Stockholm, (2017).



- [3] **Y.B. Zudin**, Theory of periodic conjugate heat transfer, third ed., Springer, Berlin, 2017.
- [4] **J. Bibin, P. Senthilkumar, S. Sadasivan**, Applied and theoretical Aspects of conjugate heat transfer analysis: a review, Archives of Computational Methods in Engineering, 26 (2) (2019) 475–489.
- [5] **V.F. Formalev, S.A. Kolesnik, Ye.L. Kuznetsova**, Modelirovaniye sopryazhennogo teploobmena v paketakh malogabaritnykh ploskikh gazodinamicheskikh sopel s okhlazhdeniyem, Teplofizika vysokikh temperatur, 53 (5) (2015) 735–740.
- [6] **A.Sh. Dorfman**, Conjugate problems in convective heat transfer, Taylor & Francis Group. London – New York. 2010.
- [7] **Z. Wu, D. Laurence, H. Iacovides, I. Afgan**, Direct simulation of conjugate heat transfer of jet in channel crossflow. International Journal of Heat and Mass Transfer, 110 (2017) 193–208.
- [8] **A. Alrashidi**, Numerical study of conjugate heat transfer for cooling the circuit board, Journal of Electronics Cooling and Thermal Control, 6 (2016) 120–126.
- [9] **J. Wang, B. Sundén, H. Wu, J. Yang, C. Gu, Q. Wang**, Conjugated heat transfer analysis of film cooling passage with turbulator ribs, Heat Transfer Research, 47 (2) (2016) 89–103.
- [10] **V. Krivonosova, A. Lebedev, N. Simin, M. Zolotogorov, N. Kortikov**, Experimental and numerical analysis of high temperature gas turbine nozzle vane and film cooling effectiveness, Proceedings of ASME Turbo Expo – 2011, Vancouver, GT-45294 (2011).
- [11] **N.N. Kortikov, N.B. Kuznetsov, T.Yu. Sadovnikova**, Improvement of approaches for simulating the thermal state of perforated blades used in high temperature gas turbines, Thermal Engineering, 59 (1) (2012) 13–19.
- [12] **Ye.N. Kablov, N.V. Petrushin, I.L. Svetlov, I.M. Demonis**, Liteynnye zharoprochnyye splayy novogo pokoleniya, Aviatsionnyye materialy. M.: VIAM, (2007) 27–44.
- [13] **B.M. Galitseyskiy, V.D. Sovershenny, V.F. Formalev, M.S. Chernyy**, Teplovaya zashchita lopatok turbin. Pod red. B.M. Galitseyskogo. M.: MAI, 1996.
- [14] **V.D. Venediktov**, Gazodinamika okhlazhdayemykh turbin. M.: Mashinostroyeniye, 1990.
- [15] STAR–CCM+ Documentation. CD – adapco. Version 10.02. 2015.
- [16] **G. Barigozzi, S. Ravelli, A. Armellini, C. Macignat, L. Casarsa**, Experimental investigation of unsteadiness associated with film cooling flow ejection from the vane pressure side. 10-th European conference on turbomachinery, Fluid Dynamics and Thermodynamics. Lapperanta. University of Technology, (2013) 697–707.

THE AUTHOR

KORTIKOV **Nikolai N.** – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: n-kortikov@yandex.ru

Received: 20.10.2019

DOI: 10.18721/JEST.25404
УДК 621.165:532.556.2

С.А. Галаев, А.И. Кириллов, В.В. Рис, Е.М. Смирнов

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО ТЕЧЕНИЯ В ПОСЛЕДНЕЙ СТУПЕНИ И ВЫХОДНОМ ПАТРУБКЕ МОЩНОЙ ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ

Дана мотивация к постановке задачи численного моделирования трехмерного нестационарного течения в проточной части отсека «последняя ступень – выходной патрубок» мощной паровой турбины. Приведены результаты численного моделирования структуры течения в выходном патрубке при штатном и удвоенном радиальном зазоре над бандажом рабочего колеса для случаев гладкого и ступенчатого сопряжения меридиональных обводов ступени и патрубка. Оценено влияние уступа на мощность последней ступени турбины и эффективность выходного патрубка. Показано, что при штатном радиальном зазоре сопряжение с уступом вызывает небольшое снижение мощности ступени, а при удвоенном радиальном зазоре применение уступа приводит к вдвое меньшему по величине повышению мощности ступени. Рассмотрено влияние уступа на структуру течения и локализацию потерь полного давления в патрубке.

Ключевые слова: паровая турбина, выходной патрубок, численное моделирование, нестационарное течение, сопряжение с уступом

Ссылка при цитировании:

Галаев С.А., Кириллов А.И., Рис В.В., Смирнов Е.М. Численное моделирование нестационарного течения в последней ступени и выходном патрубке мощной паровой турбины // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 42–53. DOI: 10.18721/JEST.25404

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

S.A. Galaev, A.I. Kirillov, V.V. Ris, E.M. Smirnov

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

NUMERICAL SIMULATION OF UNSTEADY FLOW IN LAST STAGE AND EXHAUST HOOD OF A POWERFUL STEAM TURBINE

We have substantiated numerical studies of 3D unsteady turbulent flow in the flow section of the «last stage – exhaust hood» compartment of a powerful steam turbine. We have given the results of numerical simulation of the flow structure in the exhaust hood at normal and doubled radial clearance over the turbine impeller shroud ring for smooth and stepped conjugation of the meridian contours of the stage and the exhaust hood. The influence of the tip back-facing step on the power of the turbine's last stage and the exhaust hood efficiency is estimated. It is shown that stepped conjugation causes a slight decrease in the stage power at nominal radial clearance. When the radial clearance is doubled, using the step leads to an increase in the power of the stage but twice as small as in the nominal clearance case. The influence of the step on the flow structure and localization of total pressure losses in the exhaust hood is considered.



Keywords: steam turbine, exhaust hood, numerical simulation, unsteady flow, back-facing step conjugation

Citation: S.A. Galaev, A.I. Kirillov, V.V. Ris, E.M. Smirnov, Numerical simulation of unsteady flow in last stage and exhaust hood of a powerful steam turbine, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 42–53. DOI: 10.18721/JEST.25404

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Аэродинамические характеристики выходного патрубка и структура течения в нем оказывают значительное влияние на эффективность паровой турбины, а также на условия работы ее последней ступени и конденсатора. Проблема аэродинамического совершенствования выходных патрубков паровых турбин имеет многолетнюю историю. Трудность ее решения состоит в том, что на течение в патрубке существенно влияет предшествующая патрубку последняя ступень турбины. Поэтому для корректного исследования течения в работающем в составе проточной части турбины патрубке необходимо рассматривать область течения, содержащую, как минимум, последнюю ступень турбины и патрубок. Это обстоятельство значительно осложняет экспериментальные исследования и стимулирует применение численного моделирования для анализа структуры течения в выходных патрубках паровых турбин.

В настоящее время при численном моделировании трехмерного турбулентного течения в последних ступенях и в выхлопных системах паровых турбин чаще всего используют подход, основанный на решении осредненных по Рейнольдсу уравнений Навье-Стокса, записанных в предположении стационарности осредненного движения (см., например, [1–8]). В целях сокращения размерности расчетных сеток вычисления для областей направляющего аппарата (НА) и рабочего колеса (РК) проводятся при наложении условия периодичности с шагом направляющих и рабочих лопаточных решеток соответственно.

Такой подход не всегда обеспечивает необходимую точность расчетного анализа

структуры течения в патрубке и его аэродинамических характеристик. Во-первых, из-за искусственно наложенной окружной периодичности течения в ступени, которая в реальных условиях существенно нарушается обратным влиянием выходного патрубка осерadiальной конфигурации, имеющего повышенное гидравлическое сопротивление в верхней части. Во-вторых, вследствие нестационарности входных условий и нестационарного характера развитого отрывного течения, возникающего в типичных для паровых турбин выходных патрубках осерadiального типа с круглым поворотом потока.

В последние годы, в связи с прогрессом в развитии высокопроизводительных вычислительных средств и с расширением возможностей доступа к ним, появились работы, посвященные численному моделированию течения в проточных частях низкого давления мощных паровых турбин на основе решения осредненных по Рейнольдсу уравнений Навье-Стокса, записанных для нестационарного движения. Эти исследования связаны с анализом нестационарных явлений, возникающих в последних ступенях паровой турбины на режимах малых объемных расходов пара (см., например, [9–14]). Применительно же к анализу течения в осерadiальных выходных патрубках мощных паровых турбин такой подход не применялся.

Постановка задачи и методика численного моделирования

Расчетная область (рис. 1) состояла из двух лопаточных решеток (направляющего аппарата

та и рабочего колеса) и выхлопного патрубка. На входе в расчетную область задавалось распределение параметров, полученное в проектно-расчете осесимметричного стационарного течения в цилиндре низкого давления, в состав которого входила рассматриваемая ступень. Сечение выхода из расчетной области сдвинуто вниз по потоку относительно сечения на выходе из диффузора с целью смягчить влияние выходного граничного условия, в качестве которого задавалось постоянное по сечению и во времени давление в конденсаторе. В области направляющих лопаток течение полагалось периодическим с шагом π . Течение в решетке РК, содержащей полный набор лопаток, рассчитывалось без наложения условия периодичности.

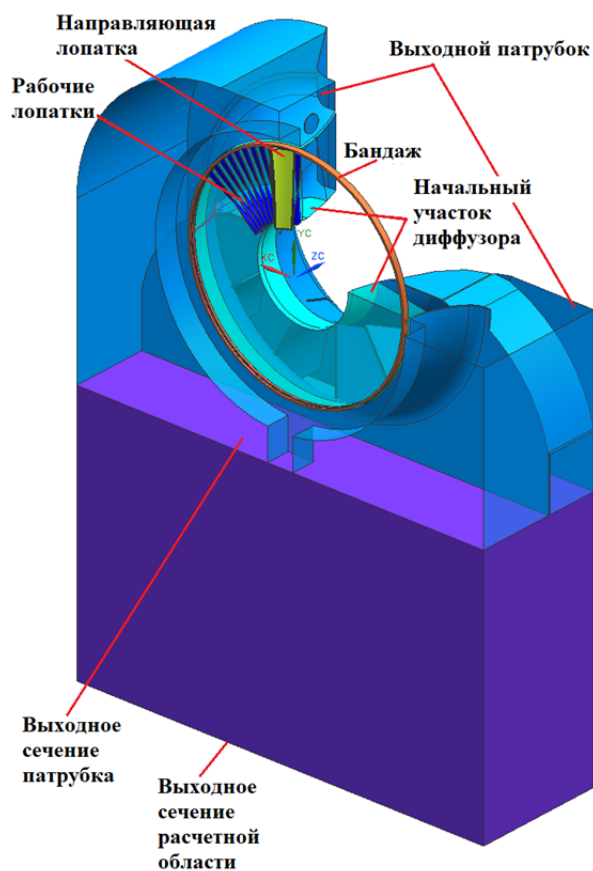


Рис. 1. Расчетная область
Fig. 1. Computational domain

Рабочие лопатки связаны кольцевым бандажом прямоугольного сечения (рис. 2, *a*) ограничивающим периферийный радиальный зазор, течение в котором подробно рассчитывалось. Рассмотрены два варианта радиального зазора: с полным бандажом, что соответствует проектному радиальному зазору, и со срезанным бандажом, когда кольцевой объем I (рис. 2, *a*) включается в область течения, что соответствует удвоенному радиальному зазору. Рассмотрены также два варианта меридиональных обводов проточной части: гладкое сопряжение периферийных обводов последней ступени и патрубка и ступенчатое (рис. 2, *b*). Данные для всех вариантов геометрии приведены в табл. 1.

Расчетная область покрывалась неструктурированными сетками. В областях НА, РК, надбандажной протечки и начального участка осерадиального диффузора (на рис. 2, *b* ограничен пунктирной линией) сетки – гексаэдральные. Область выходного патрубка заполнялась сеточными элементами двух типов: тетраэдрами в ядре потока и призматическими элементами около твердых стенок. Для повышения точности воспроизведения пограничных слоев сетки существенно сгущены к стенкам. В зоне надбандажной протечки и начального участка диффузора поперечный размер пристенных ячеек обеспечивал значение безразмерной координаты y^+ около единицы, в остальных блоках первый пристенный узел располагался в логарифмической области турбулентного пограничного слоя.

Расчетные сетки содержали 174 тыс. узлов в канале НА и по 196 тыс. узлов в каждом канале РК. В зоне надбандажной протечки для варианта с номинальным зазором содержалось 13.7 млн узлов, для варианта с двойным зазором – 16.8 млн узлов. На начальном участке диффузора для варианта с гладким сопряжением – 6.76 млн узлов, для варианта с уступом – 10.9 млн узлов. В оставшейся части выходного патрубка для варианта с гладким сопряжением – 2.43 млн узлов, для варианта с уступом – 2.38 млн узлов. Суммарное число узлов расчетной сетки – около 40 млн.

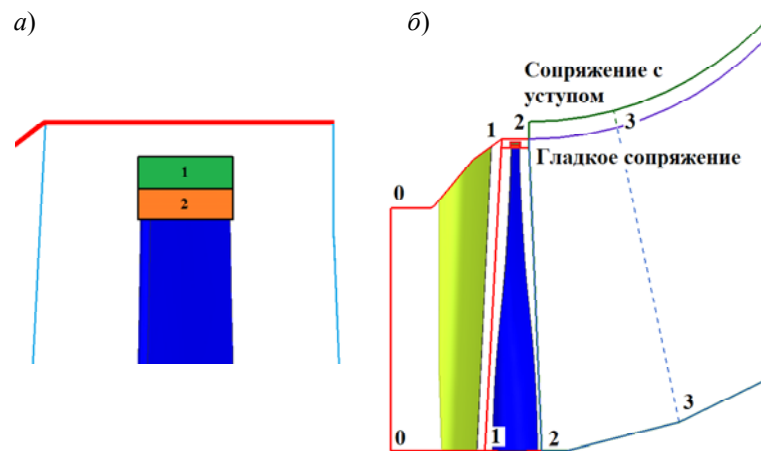


Рис. 2. Фрагменты проточной части: а) зона надбандажной протечки; б) меридиональный обвод и контрольные сечения:
 0 – 0 – входная граница расчетной области; 1 – 1 – граница стыковки блоков НА и РК;
 2 – 2 – граница стыковки РК и диффузора; (2 – 2)–(3 – 3) – начальный участок осередиального диффузора с подробной расчетной сеткой у стенки

Fig 2. Fragments of the flow passage: а) tip clearance locality; б) flow passage meridional contour and control sections

Т а б л и ц а 1
Варианты геометрии проточной части
 Table 1
Flow geometry options

	Зазор 12 мм	Зазор 24 мм
Гладкое сопряжение	Вариант I	Вариант II
Сопряжение с кольцевым уступом высотой 70 мм	Вариант III	Вариант IV

Численные решения нестационарных уравнений Рейнольдса были получены с применением пакета ANSYS CFX 16.2*. Термодинамические параметры и транспортные свойства влажного пара определялись по стандартным табличным данным термодинамических свойств воды и водяного пара. Турбулентная вязкость рассчитывалась согласно $k-\omega$ SST мо-

* Расчеты проводились с использованием ресурсов Суперкомпьютерного центра «Политехнический». URL: http://www.spbstu.ru/media/news/nauka_i_innovatsii/supercomputer-center-polytechnic-new-challenges/

дели турбулентности Ментера. Для аппроксимации конвективных потоков применена схема второго порядка (опция «High Resolution»). Для продвижения по времени использована неявная схема Эйлера второго порядка аппроксимации. Временной расчетный шаг составлял $7.14 \cdot 10^{-6}$ с, что соответствовало 1/20 периода поворота РК на один шаг решетки рабочих лопаток. Расчеты выполнялись для интервала времени, превышающего время одного оборота РК, что составляло более 2000 временных шагов.

Результаты численного моделирования

Данные численного моделирования представлены в виде полей параметров, характеризующих структуру течения, а также интегральных аэродинамических характеристик ступени и патрубка. Интегральные характеристики определены по параметрам, осредненным по времени и по окружной и радиальной координатам в характерных сечениях расчетной области (рис. 2). Осредненные параметры течения определялись по выборке, соответствующей одному обороту РК.

Таблица 2

Интегральные показатели ступени

Table 2

Integral stage indicators

Параметр	Вариант	I	II	III	IV
Мощность ступени, МВт		15,80	15,15	15,61	15,26
Расход пара через надбандажный зазор по отношению к полному расходу, %		3,96	7,63	3,96	7,62
Давление на входе p_0 , кПа		26,76	26,75	26,76	26,75
Давление за РК p_2 , кПа		7,20	7,40	7,16	7,25
Выходная кинетическая энергия $c_2^2/2$, кДж/кг		27,99	33,52	29,15	35,51
Изоэнтروпийный перепад энтальпий в ступени h_0 , кДж/кг		184,8	181,3	185,5	183,9
Коэффициент потерь в НА ζ_1		0,0244	0,0321	0,0245	0,0320
Коэффициент потерь в РК ζ_2		0,1469	0,1375	0,1466	0,1342
К.п.д. ступени η_u		0,7384	0,7106	0,7339	0,7054

Аэродинамические характеристики ступени для четырех вариантов проточной части приведены в табл. 2. Значения коэффициентов потерь и к.п.д. ступени в таблице определены по перепадам энтальпий в соответствии с методикой, изложенной в [15].

Приведенные в табл. 2 данные позволяют заключить, что на фоне преобладающего влияния надбандажной протечки обратное влияние негладкости сопряжения периферийных обводов также заметно отражается на аэродинамических характеристиках ступени. При удвоенном радиальном зазоре, например, по сравнению с Вариантом II давление за ступенью в Варианте IV ощутимо падает, вследствие чего возрастает изоэнтропийный перепад энтальпий на ступень. При этом меняется закрутка потока на выходе из ступени, и возрастает выходная кинетическая энергия. В результате к.п.д. ступени падает приблизительно на 0,5 %, а мощность увеличивается на 110 кВт. Аналогичные в качественном, но иные в количественном отношении изменения в характеристиках ступени при радиальном зазоре 12 мм приводят к снижению мощности ступе-

ни на 190 кВт. Указанные явления возникают, конечно же, не вследствие непосредственного влияния периферийного уступа, а в результате, как будет показано далее, изменения сопротивления выходного патрубка.

Для дальнейшего анализа структуры течения в патрубке оказываются важными данные табл. 2 о расходах пара через надбандажные зазоры. Площади кольцевых щелей надбандажных зазоров относительно площади выходного сечения из лопаточной решетки РК составляют 1.3 % для вариантов I и III и 2.6 % для вариантов II и IV. В то же время, как видно из табл. 1, доля рассчитанных расходов пара через зазоры относительно полного расхода значительно выше: почти 4 % для вариантов I и III и 7.6 % для вариантов II и IV.

Картина течения через зазор для вариантов II и IV показана на рис. 3. На рисунке показано распределение числа Маха, построенного по осевой составляющей скорости. При обтекании бандажной ленты сразу за передней кромкой ленты образуется отрывной пузырь, распространяющийся вплоть до половины ширины бандажной ленты. В окрестности точки присо-



единения потока формируется косой скачок, который последовательно отражается сначала от корпуса, а затем от границы вытекающей струи. Струя ограничивается сверху корпусом, а снизу «поджимается» отрывной зоной в следе за задней кромкой бандажной ленты.

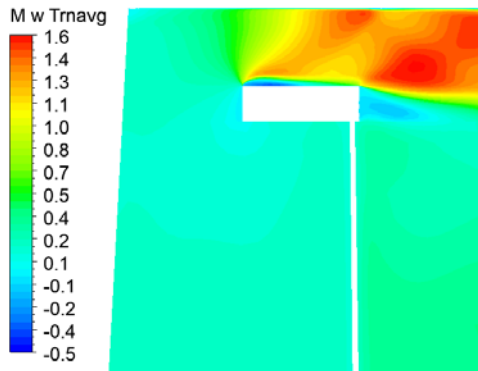


Рис. 3. Распределение осредненного по времени числа Маха в окрестности бандажа (Вариант II)

Fig. 3. Time-averaged Mach number map at the tip clearance locality (Case II)

На рис. 4 показано меридиональное сечение струй на начальном участке осерадиального диффузора для вариантов конструкции с гладким сопряжением и с уступом (варианты II и IV). В проточной части с гладким сопряжением (рис. 4, а) у периферии начального участка диффузора формируется протяженная узкая сверхзвуковая область, и поток в периферийной

зоне диффузора обладает высокой кинетической энергией. При гладком сопряжении на всем протяжении осерадиального диффузора не наблюдается отрыва потока от периферийной стенки. В проточной части с уступом (рис. 4, б) зона сверхзвукового течения значительно короче, а за уступом образуется область замкнутого течения с малыми скоростями, из-за чего кинетическая энергия потока в области, примыкающей к периферийной стенке оказывается меньшей.

На рис. 5 показаны поля осредненной во времени осевой составляющей скорости во входном сечении патрубка. Радиальная неоднородность формируется условиями течения в лопаточных аппаратах ступени и надбандажной протечкой. В области за лопаточным аппаратом наблюдается увеличение осевой скорости в радиальном направлении с образованием области низкоскоростного течения в прикорневой зоне.

Иллюстрируемая рис. 5 окружная неоднородность осредненного по времени течения указывает на значительное обратное влияние выходного патрубка. Повышенное сопротивление для потока, проходящего через часть патрубка выше горизонтального разъема, вызывает снижение расхода через верхний сектор сечения за ступенью. В варианте с уступом этот эффект выражен сильнее.

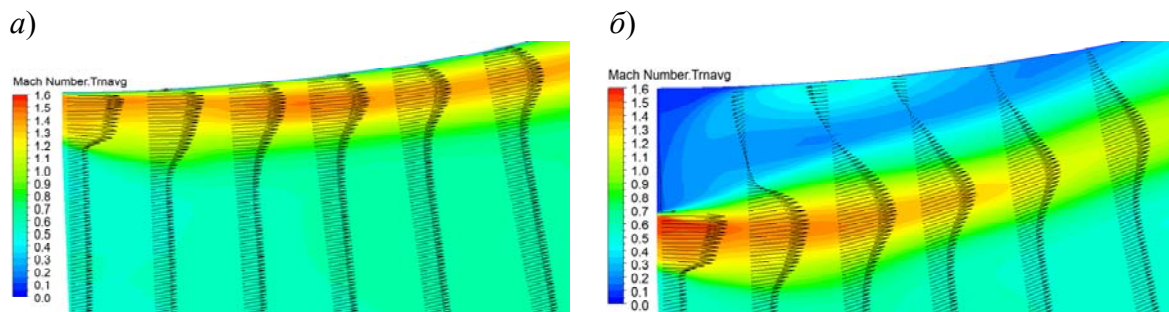


Рис. 4. Поле осредненного во времени числа Маха и профили скорости у периферийной стенке начального участка диффузора: а) Вариант II (гладкое сопряжение); б) Вариант IV (сопряжение с уступом)

Fig. 4. Time-averaged Mach number map and velocity profiles at the periphery of the diffuser initial section: а) Case II (smooth conjugation); б) Case IV (conjugation with a step)

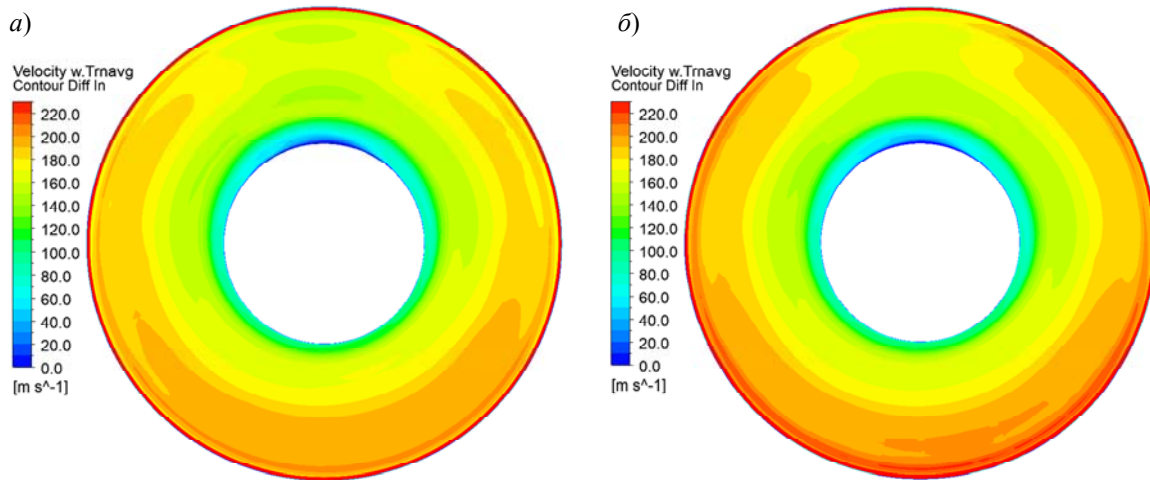


Рис. 5. Поле осредненной по времени осевой скорости на входе в патрубок: а) Вариант II; б) Вариант IV
 Fig. 5. Time-averaged axial velocity map at the exhaust hood inlet: а) Case II; б) Case IV

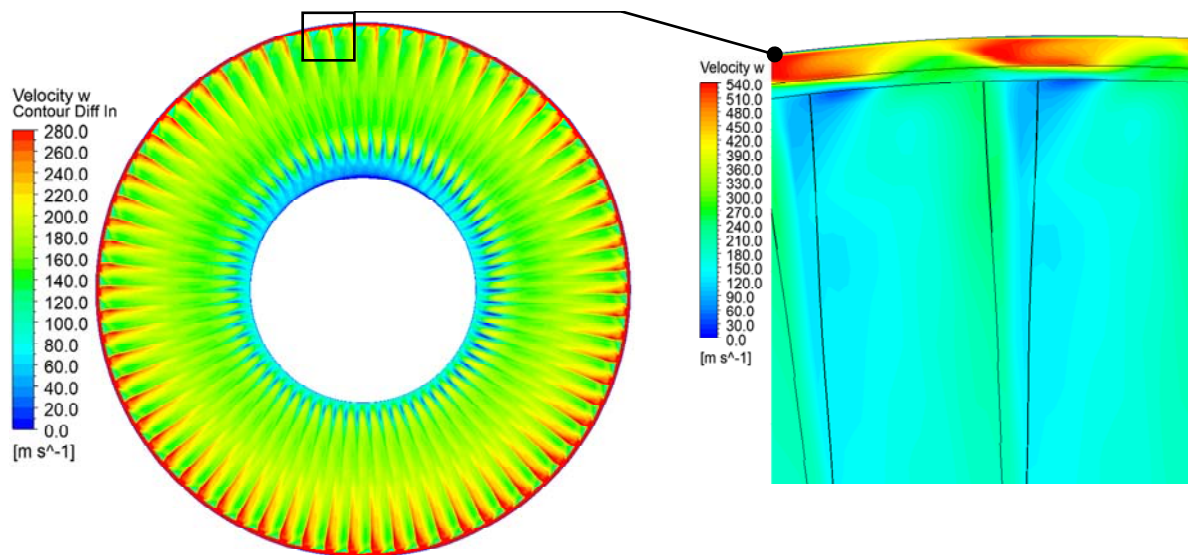


Рис. 6. Мгновенное поле осевой скорости на входе в патрубок (Вариант II)
 Fig. 6. Instantaneous axial velocity field at the exhaust hood inlet (Case II)

На рис. 6, иллюстрирующем мгновенное распределение расходной компоненты скорости в сечении 2–2 (см. рис. 2, б), отчетливо видна не только окружная и радиальная, но и шаговая неоднородность течения, присущая реальному потоку на входе в патрубок. На выноске в деталях показано распределение скорости на периферии сечения и на выходе из надбандажного зазора шириной 24 мм. Видно, что в надбандажной кольцевой струе ярко вы-

ражена шаговая неоднородность. Максимальная скорость струи отмечается в той области, где скорость за рабочими лопатками минимальна, а там, где скорость за рабочими лопатками максимальна, скорость надбандажной струи близка к ней. Это явление связано с взаимодействием однородной в окружном направлении струи, выходящей из зазора, с интенсивными концевыми вихрями, сходящими с задних кромок рабочих лопаток.

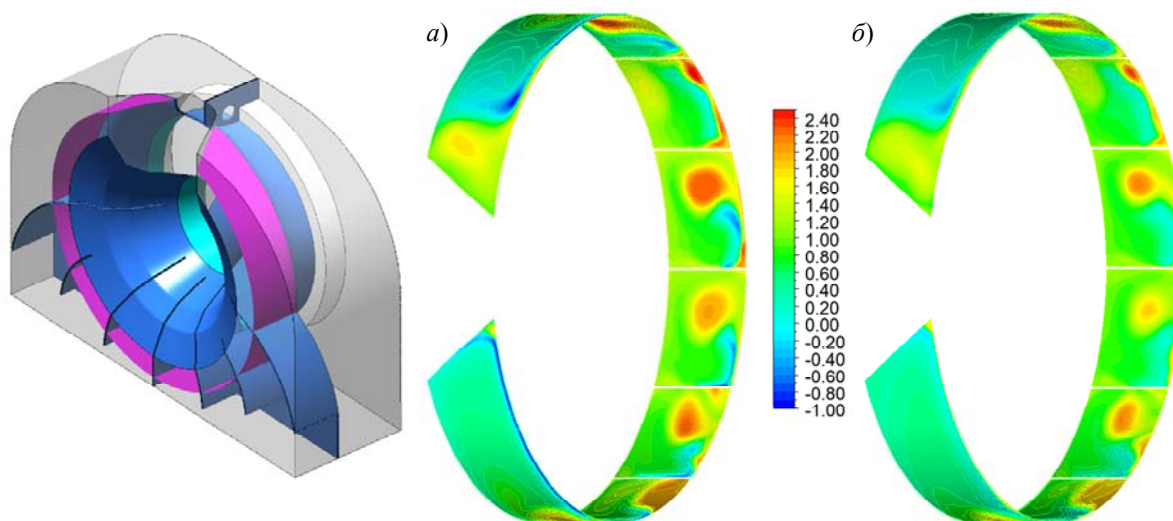


Рис. 7. Осредненный во времени локальный коэффициент потерь полного давления на выходе из осерадиального диффузора (сечение показано на модели слева): а) Вариант II; б) Вариант IV

Fig. 7. Time-averaged stagnation pressure loss coefficient at the axial-radial diffuser outlet (the section is shown on the model on the left): а) Case II; б) Case IV

На рис. 7 показано распределение локальных потерь полного давления на выходе из осерадиального диффузора

$$\xi = \frac{\bar{p}_{02} - \bar{p}_0}{0,5\rho_2\bar{c}_2^2},$$

где p_0 – локальное давление торможения, p_{02} , c_2 и ρ_2 – полное давление, скорость и плотность на входе в диффузор, черта над величиной означает осреднение по времени.

Кольцевое сечение, выделенное на рис. 7 фиолетовым цветом, в верхней части патрубка пересекает выступ технологического проема, поэтому на рис. 7, а, б «кольца» разорваны в области выступа. В нижней части патрубка сечение пересекает каналы между изогнутыми направляющими пластинами. Картина коэффициента полного давления отчетливо показывает границы каналов между пластинам (белые линии). В каждом канале наблюдаются пятна повышенных значений коэффициента потерь, связанных с возникновением в каналах интенсивных продольных вихрей. Известно [16], что эти вихри являются одним из существенных источников потерь при многоканальной организации течения пара в нижней

части патрубка. Рисунок показывает, что в Варианте II (с гладким сопряжением входа в осерадиальный диффузор) интенсивность вихрей выше, чем в Варианте IV, что приводит к большим суммарным потерям в патрубке.

Интегральные данные о потерях в осерадиальном диффузоре и патрубке в целом приведены в табл. 3. Значения коэффициентов потерь в таблице определены по перепадам энтальпий в соответствии с методикой, изложенной в [17]. Для внутренних потерь в диффузоре получен один, вполне очевидный результат. Удвоение ширины надбандажного зазора приводит к сильному увеличению внутренних потерь вне зависимости от способа сопряжения периферийных обводов: при гладком сопряжении потери увеличиваются на 61 %, при сопряжении с уступом – на 72 %. Влияние уступа на потери в диффузоре меньше: при ширине зазора 12 мм потери при сопряжении уступом уменьшаются на 10 %, а при ширине зазора 24 мм – на 4 %. Примечательно, что в обоих случаях сопряжение с уступом уменьшает внутренние потери в диффузоре, однако в случае увеличенного зазора влияние уступа на потери меньше.

Таблица 3

Интегральные показатели осерадиального диффузора и патрубка

Table 3

Integral indicators of the axial radial diffuser and exhaust hood

Параметр	Вариант	I	II	III	IV
Коэффициент внутренних потерь диффузора $\zeta_{\text{вн дифф}}$		0.2358	0.3804	0.2120	0.3648
Коэффициент суммарных внутренних потерь патрубка $\zeta_{\text{вн}}$		0.6528	0.7472	0.6460	0.7138
Коэффициент потерь с выходной скоростью $\zeta_{\text{в.с.}}$		0.6644	0.6101	0.6419	0.5456
Коэффициент полных потерь в патрубке $\zeta_{\text{п}}$		1.3172	1.3573	1.2879	1.2595

Данные о суммарных внутренних потерях в патрубке не полностью коррелируют с данными о потерях в диффузоре: удвоение ширины зазора при гладком сопряжении увеличивает суммарные внутренние потери на 14 %, а при сопряжении с уступом – лишь на 10 %. Оказывается, что для патрубка в целом удвоение ширины зазора меньше влияет на увеличение потерь, по сравнению с диффузором. Наличие уступа влияет на изменение суммарных внутренних потерь в патрубке противоположным образом по сравнению с диффузором: при ширине зазора 12 мм потери при сопряжении уступом уменьшаются на 1 %, а при ширине зазора 24 мм – на 4 %.

Вместе с тем, увеличение ширины зазора и негладкое сопряжение периферийных обводов благоприятно сказывается на выходных потерях: удвоение ширины зазора при гладком сопряжении уменьшает потери на 8 %, а при сопряжении с уступом – на 15 %. При зазоре шириной 12 мм переход от гладкого сопряжения к сопряжению с уступом снижает потери на 3 %, а при зазоре 24 мм потери снижаются на 11 %.

В итоге, минимальные полные потери в патрубке имеют место при ширине зазора 24 мм и сопряжении периферийных обводов с уступом (Вариант IV), а максимальные потери получены при той же ширине зазора и гладком сопряжении (Вариант II). Для этих вариантов снижение потерь для варианта с уступом относительно варианта гладкого сопряжения составляет 7 %.

Заключение

1. С применением программного пакета ANSYS CFX 16.2 выполнено численное моделирование нестационарного трехмерного турбулентного течения в отсеке «последняя ступень – выходной патрубок» мощной паровой турбины. Течение в последней ступени рассчитывалось для полной кольцевой решетки рабочих лопаток. Такая постановка позволяет дать значительно более обоснованную оценку взаимного влияния аэродинамических процессов в последней ступени и выходном патрубке по сравнению с оценками, которые получаются при упрощенном рассмотрении течения в последней ступени, как строго периодического.

2. Дан анализ полей течения, рассчитанных для четырех вариантов проточной части: со штатным и удвоенным радиальным зазором над бандажом рабочего колеса, с гладким и ступенчатым сопряжением периферийного обвода ступени с патрубком. Получены данные, свидетельствующие о разнонаправленном влиянии указанных геометрических факторов на потери кинетической энергии в патрубке и на вырабатываемую мощность ступени.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 17–08–00854А «Исследование аэродинамики выходных осерадиальных диффузоров турбомашин на основе вихреразрешающих подходов к моделированию отрывных турбулентных течений».



СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Рис В.В., Симою Л.Л., Галаев С.А., Гудков Н.Н., Кириллов В.И.** Численное моделирование процессов течения в выхлопном патрубке паровой турбины: сопоставление результатов расчета с данными натурного эксперимента // Теплоэнергетика. 2009. № 4. С. 11–17.
- [2] **Simou L.L.** Gas Dynamic Calculation of Steam Turbine Flow Paths: Methods, Computers Programs and Application Practice // Thermal Engineering. 2011. Vol. 58, no. 6. P. 464–470.
- [3] **Адамсон Д.А., Галаев С.А., Кириллов А.И., Рис В.В.** Проектирование выходных патрубков мощных паровых турбин на основе вариантных расчетов трехмерного течения // Проблемы машиностроения. 2012. Т. 15, № 3–4. С. 37–43.
- [4] **Гудков Э.И., Михайлов В.Е., Лисянский А.С. [и др.]**. Сопоставление результатов расчетных и экспериментальных аэродинамических исследований выхлопных патрубков цилиндров низкого давления паровых турбин АЭС // Теплоэнергетика. 2012. 3. С. 18–20.
- [5] **Yang J., Yang R., Shi L., Yang H., Li J.** Experimental and Numerical Investigations on Performance and Flow in the Last stage Group of a Wet Steam Turbine // Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2014. Paper No: GT-2014-25584. 13 p.
- [6] **Швецов В.Л., Кожешкурт И.И., Конев В.А. [и др.]**. Исследование аэродинамических и энергетических характеристик выхлопного отсека ЦНД «ступень-диффузор» // Вісник НТУ ХПИ. 2014. № 12(1055). С. 12–20.
- [7] **Солодов В.Г., Хандримайлов А.А., Култышев А.Ю., Степанов М.Ю., Ямалудинов А.А.** Численный анализ серийной конструкции выхлопного патрубка цилиндра низкого давления теплофикационной турбины Т-250/300-23,5 // Теплоэнергетика. 2014. № 12. С. 24–29.
- [8] **Зарянкин А.Е., Григорьев Е.Ю., Роголев А.Н., Гранин И.В.** Исследование и аэродинамическое совершенствование выхлопного патрубка цилиндра низкого давления паровой турбины // Вестник Ива-
- новского государственного энергетического университета им. В.И. Ленина. 2017. Вып. 2. С. 18–26.
- [9] **Mergele B., Rice T., McBean I., Ott P.** Unsteady Aerodynamics of Low-pressure Steam Turbines Operating under Low Volume Flow // Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2013. Paper No: GT-2013-95409. 9 p.
- [10] **Stanciu M., Marselet M., Dorey J.** Numerical Investigation of Condenser Pressure Effect on Last Stage Operation on Low Pressure Wet Steam Turbine // Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2013. Paper No: GT-2013-94070. 11 p.
- [11] **Liu B., Yang J., Zhou D., Zhu X., Do Z.** Numerical Investigations of Flow Features in a Low Pressure Steam Turbine Last Stage under Different Mass Flow Rate // Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2015. Paper No: GT-2015-42916. 11 p.
- [12] **Hofele M., Traxinger C., Grubel M., Schatz M., Vogt D.M., Drozdovski R.** Experimental and Numerical Investigation of the Flow in a Low-Pressure Steam Turbine with Part Span Connectors // J. Eng. Gas Turbine Power. 2016. No. 138 (7). Paper No: GTR-15-1256. 12 p.
- [13] **Brunn O., Deckers K., Polklas T., Behnke K., Schwarz M.-A.** Experimental and Numeric Investigations on a Steam Turbine Test Rig in Part Load Operation // Proceeding of 12th European Conference on Turbomachinery / Fluid dynamics & Thermodynamics. ETC12. Paper No: ETC2017-093. 11 p.
- [14] **Tanuma T., Ogawa M., Okuda H., Hashimoto G., Shibukawa N., Okuna K., Tsukuda T.** Unsteady Flow Effects on Steam Turbine Last Stage Blades at Very Low Load Operating Conditions // Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2018. Paper No: GT-2018-76498. 12 p.
- [15] **Кириллов И.И.** Теория турбомашин. Л.: Машиностроение, 1972. 536 с.
- [16] **Носовицкий А.И., Амелюшкин В.Н., Наумчик Б.В.** Работа выходного патрубка паровой турбины // Энергомашиностроение. 1968. № 5. С. 34–35.
- [17] **Дейч М.Е., Зарянкин А.Е.** Газодинамика диффузоров и выхлопных патрубков турбомашин, М.: Энергия, 1970. 384 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ГАЛАЕВ Сергей Александрович – кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого
E-mail: sealga@mail.ru

КИРИЛЛОВ Александр Иванович — доктор технических наук ведущий инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: ai_kirillov@mail.ru

РИС Владимир Вольдемарович — кандидат технических наук директор НОЦ «Компьютерные технологии в аэродинамике и теплотехнике» Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: vvris@yandex.ru,

СМИРНОВ Евгений Михайлович — доктор физико-математических наук заведующий кафедрой Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: aero@phmf.spbstu.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 29.11.2019

REFERENCES

- [1] V.V. Ris, L.L. Simoyu, S.A. Galayev, N.N. Gudkov, V.I. Kirillov, Chislennoye modelirovaniye protsessov techeniya v vykhlopnom patrubke parovoy turbiny: sopostavlениye rezultatov rascheta s dannymi naturnogo eksperimenta, *Теплоэнергетика*, 4 (2009) 11–17.
- [2] L.L. Simou, Gas Dynamic Calculation of Steam Turbine Flow Paths: Methods, Computers Programs and Application Practice, *Thermal Engineering*, 58 (6) (2011) 464–470.
- [3] D.A. Adamson, S.A. Galayev, A.I. Kirillov, V.V. Ris, Proyektirovaniye vykhodnykh patrubkov moshchnykh parovykh turbin na osnove variantnykh raschetov trekhmernogo techeniya, *Problemy mashinostroyeniya*, 15 (3–4) (2012) 37–43.
- [4] E.I. Gudkov, V.Ye. Mikhaylov, A.S. Lisyanskiy i dr., Sopostavlениye rezultatov raschetnykh i eksperimentalnykh aerodinamicheskikh issledovaniy vykhlopnykh patrubkov tsilindrov nizkogo davleniya parovykh turbin AES, *Теплоэнергетика*, 3 (2012) 18–20.
- [5] J. Yang, R. Yang, L. Shi, H. Yang, J. Li, Experimental and Numerical Investigations on Performance and Flow in the Last stage Group of a Wet Steam Turbine, *Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2014*, Paper No: GT-2014-25584.
- [6] V.L. Shvetsov, I.I. Kozheshkurt, V.A. Konev i dr., Issledovaniye aerodinamicheskikh i energeticheskikh kharakteristik vykhlopного otseka TsND «stupen-diffuzor», *Visnik NTU KhPI*, 12 (1055) (2014) 12–20.
- [7] V.G. Solodov, A.A. Khandrimaylov, A.Yu. Kultyshev, M.Yu. Stepanov, Yamaltdinov A.A. Chislennyy analiz seriyной konstruksii vykhlopного patrubka tsilindra nizkogo davleniya teplofikatsionnoy turbiny T-250/300-23,5, *Теплоэнергетика*, 12 (2014) 24–29.
- [8] A.Ye. Zaryankin, Ye.Yu. Grigoryev, A.N. Rogaley, I.V. Granin, Issledovaniye i aerodinamicheskoye sovershenstvovaniye vykhlopного patrubka tsilindra nizkogo davleniya parovoy turbiny, *Vestnik Ivanovskogo gosudarstvennogo energeticheskogo universiteta im. V.I. Lenina*, 2 (2017) 18–26.
- [9] B. Mergele, T. Rice, I. McBean, P. Ott, Unsteady Aerodynamics of Low-pressure Steam Turbines Operating under Low Volume Flow, *Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2013*, Paper No: GT-2013-95409.
- [10] M. Stanciu, M. Marselet, J. Dorey, Numerical Investigation of Condenser Pressure Effect on Last Stage Operation on Low Pressure Wet Steam Turbine, *Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2013*, Paper No: GT-2013-94070.
- [11] B. Liu, J. Yang, D. Zhou, X. Zhu, Z. Do, Numerical Investigations of Flow Features in a Low Pressure Steam Turbine Last Stage under Different Mass Flow Rate, *Proceeding of ASME. Turbo-Expo 2015*, Paper No: GT-2015-42916.
- [12] M. Hofele, C. Traxinger, M. Grubel, M. Schatz, D.M. Vogt, Drozdovski R. Experimental and Numerical Investigation of the Flow in a Low-Pressure Steam Turbine with Part Span Connectors, *J. Eng. Gas Turbine Power*, 138 (7) (2016), Paper No: GTR-15-1256.
- [13] O. Brunn, K. Deckers, T. Polklas, K. Behnke, M.-A. Schwarz, Experimental and Numeric Investigations on a Steam Turbine Test Rig in Part Load Operation, *Proceeding of 12th European Conference on Turbomachinery. Fluid dynamics & Thermodynamics. ETC12*, Paper No: ETC2017-093.



[14] **T. Tanuma, M. Ogawa, H. Okuda, G. Hashimoto, N. Shibukawa, K. Okuna, T. Tsukuda**, Unsteady Flow Effects on Steam Turbine Last Stage Blades at Very Low Load Operating Conditions, Proceeding of ASME Turbo-Expo 2018, Paper No: GT-2018-76498.

[15] **I.I. Kirillov**, Teoriya turbomashin. L.: Mashinostroyeniye, 1972.

[16] **A.I. Nosovitskiy, V.N. Amelyushkin, B.V. Naumchik**, Rabota vykhodnogo patrubka parovoy turbiny, Energomashinostroyeniye, 5 (1968) 34–35.

[17] **M.Ye. Deych, A.Ye. Zaryankin**, Gazodinamika diffuzorov i vykhlopnykh patrubkov turbomashin, M.: Energiya, 1970.

THE AUTHORS

GALAEV Sergei A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: sealga@mail.ru

KIRILLOV Aleksandr I. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: ai_kirillov@mail.ru

RIS Vladimir V. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: vvris@yandex.ru

SMIRNOV Evgenii M. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: aero@phmf.spbstu.ru

Received: 29.11.2019

DOI: 10.18721/JEST.25405
УДК 621.78

А.И. Попов, А.И. Попова, Д.А. Попова

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СТРУЙНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

В статье рассмотрены технологические аспекты использования струйной фокусированной электролитно-плазменной обработки на примере детали типа фланец из стали 45X. Показана технологическая возможность практического применения электролитно-плазменного разряда, сформированного между электролитическим катодом и металлическим анодом в условиях давления $1 \cdot 10^3 - 10,1 \cdot 10^4$ Па. На основе анализа получены зависимости достижения полированной поверхности изделий. Рассмотрены вопросы расчета коэффициента относительной обрабатываемости и цены на обработку в зависимости от коэффициентов сложности в зависимости от времени обработки, материала, формы и начального параметра Ra шероховатости поверхности, точности обработки. Показаны затраты на расходные материалы, потребляемую мощность при серийном производстве. Разработана конструкция установки для обработки изделия типа фланец. Проведен сравнительный анализ стоимости изготовления оборудования для струйной фокусированной электролитно-плазменной обработки. Сформулированы правила защиты поверхности изделий и безопасной работы персонала при обслуживании установки струйной фокусированной электролитно-плазменной обработки.

Ключевые слова: струйная, фокусированная, электролитно-плазменной обработка, коэффициент относительной обрабатываемости, потребляемая мощность, материалы

Ссылка при цитировании:

Попов А.И., Попова А.И., Попова Д.А. Технологические аспекты струйной электролитно-плазменной обработки // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 54–70. DOI: 10.18721/JEST.25405

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

А.И. Попов, А.И. Попова, Д.А. Попова

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

TECHNOLOGICAL ASPECTS OF JET ELECTROLYTIC PLASMA PROCESSING

The article discusses technological aspects of using jet focused electrolytic plasma treatment on the example of a part such as a flange made of steel 45X. We have established that it was technologically possible to use electrolytic plasma discharge generated between the electrolytic cathode and the metal anode under pressure of $1 \cdot 10^3 - 10,1 \cdot 10^4$ Pa. Based on analysis, we have obtained the dependences for achieving polished surface of products. We have considered calculation of relative machinability coefficient and price for



processing depending on complexity coefficients depending on processing time, material, shape and initial parameter Ra of surface roughness, processing accuracy. We have found the costs of consumables, power consumption in repetitive production. We have developed the design of a device for treatment of flange-type products. We have carried out comparative analysis of the costs for manufacturing equipment for jet focused electrolytic plasma treatment. We have formulated rules for protection of product surface and safe operation of personnel during servicing of units of jet focused electrolytic-plasma treatment.

Keywords: jet, focused electrolytic plasma treatment, relative machinability factor, power consumption, materials

Citation:

A.I. Popov, A.I. Popova D.A. Popova, Technological aspects of jet electrolytic plasma processing, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 54–70. DOI: 10.18721/JEST.25405

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Внедрение новых технологических процессов в условиях производства в большинстве случаев вызывает значительное количество вопросов и затруднений. Это связано с несколькими основными факторами, такими как устоявшиеся традиции использования оборудования определенного типа, необходимость перестройки технологического процесса, изучение новых физически более сложных процессов, изменение штатной структуры, дополнительные материальные затраты, и в целом изменение условий труда работников. Преодоление указанных факторов осуществляется значительно быстрее и более комфортно, когда результат внедрения существенно перекрывает вложенные затраты. При этом условия труда сотрудников в части снижения трудоемкости, улучшения экологии и культуры производства выигрышно отличаются от предыдущих технологий.

Одним из таких технологических процессов, требующих замены ручного труда и экологически «не безупречной» технологии является технология ручного шлифования и полирования [1]. Качество работ при данной технологии зависят в значительной мере от человеческого фактора. При этом работники, выполняющие данную функцию в течении длительного периода (нескольких лет) подвержены заболеваниям легких (силикоз) и болезням рук (анемия и др.).

При этом, в большинстве случаев пока не найдено полноценной альтернативы ручному шлифованию и полированию геометрически сложных изделий, имеющих сплайновые поверхности. Среди альтернативных методов ручного шлифования и полирования можно отметить метод виброабразивной полировки [2], метод безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) наружных слоев изделия [3], метод электро-эрозионной полировки [4], метод магнитно-абразивной обработки (МАО) [5, 6], метод гидроабразивной полировки [7], электрохимической полировки [8]. Анализ показывает, что самым простым методом является метод ручного полирования, однако метод характеризуется отсутствием стабильного результата, опасностью для исполнителя, необходимостью постоянного отслеживания и обновления полировального материала, а также высокой трудоемкостью. Метод виброабразивной полировки для изделий такой формы применим, но требует дополнительной ориентации изделия. Метод БУФО является конкурентоспособным для обработки тел с простой геометрической формой. Методы, основанные на магнитной, электроэрозионной и гидроабразивной обработке, характеризуются высокой стоимостью оборудования.

Один из методов способных заменить трудоемкие операции полирования и частично

шлифования и при этом составить конкуренцию альтернативным вариантам, является быстро распространяющийся на рынке России и Беларуси, Молдовы метод электролитно-плазменного полирования в электролитических ваннах [9–19]. К преимуществам данного процесса относятся высокая производительность процесса, большие по объему электролитические ванны с мощными 2000–5000 кВт источниками питания, значительные открытые площади электролитов. К недостаткам метода можно отнести, наличие испарений электролита с больших площадей, повышенный уровень шума в зоне обслуживания, а также ограничения по площади обрабатываемой поверхности, не высокая точность обработки тонких кромок и углов деталей.

Альтернативой электролитно-плазменной обработки в ванне является метод струйной фокусированной электролитно-плазменной обработки [20, 21]. К недостаткам метода можно отнести среднюю производительность и относительную сложность системы управления. Однако данный метод обладает несомненными преимуществами по сравнению с обработкой в ванне. К ним можно отнести отсутствие теплового воздействия на обрабатываемое изделие [22]. Максимальная температура в зоне обработки фокусированной струи не превышает 168 °С. Это определяет отсутствие зон термического влияния и невозможность снизить твердость детали в процессе обработки. Процесс струйной фокусированной электролитно-плазменной обработки является значительно менее энергозатратным. Потребляемая мощность фокусированного электролитно-плазменного разряда составляет 0,3–5 кВт. Процесс характеризуется низким уровнем воздействия на окружающую среду и персонал благодаря использованию водных электролитов низкой концентрации малыми выбросами паров в окружающую среду, низким уровнем шума от трансформатора и самой зоны разряда. Данный метод обработки позволяет обра-

батывать изделия любых площадей и разных конфигураций. В отечественной и зарубежной литературе представлены результаты проведенных фундаментальных и прикладных исследований [20–32] по струйной фокусированной обработке. Однако результаты применения технологии является малоизученными.

Поэтому целью нашей работы было выявить технологические аспекты применения технологии струйной фокусированной электролитно-плазменной обработки на примере детали типа фланец.

К задачам работы относятся определение технологических областей применения метода, обрабатываемость различных материалов, сложности получения заданного параметра шероховатости для изделия типа фланец, расчет операционного времени обработки, расчет стоимости обработки, формирование структуры установки, оценка затрат на производство одного изделия.

Объект исследования и оборудование

В качестве технологического изделия нами была рассмотрена деталь типа фланец, монтируемая на коробке передач. В качестве поверхности для обработки была выбрана цилиндрическая поверхность $\varnothing 110$ мм и длиной 30 мм. Необходимость полирования поверхности фланца обусловлена требованиями к сопряжению данной поверхности с резиновым уплотнением, обеспечивающим отсутствие пропускание масла из коробки редуктора. Исходный параметр Ra 0,4 мкм шероховатости поверхности не обеспечивает выполнение данного требования. Поэтому обработку данной поверхности предложено проводить струйной фокусированной электролитно-плазменной обработкой на установке, разработанной авторами работы [27]. В качестве инструмента для обработки выбрано устройство с наборным токоподводом [28]. Принципиальная схема полирования детали типа фланец струйной – электролитно-плазменной обработкой продемонстрирована на рис. 1.

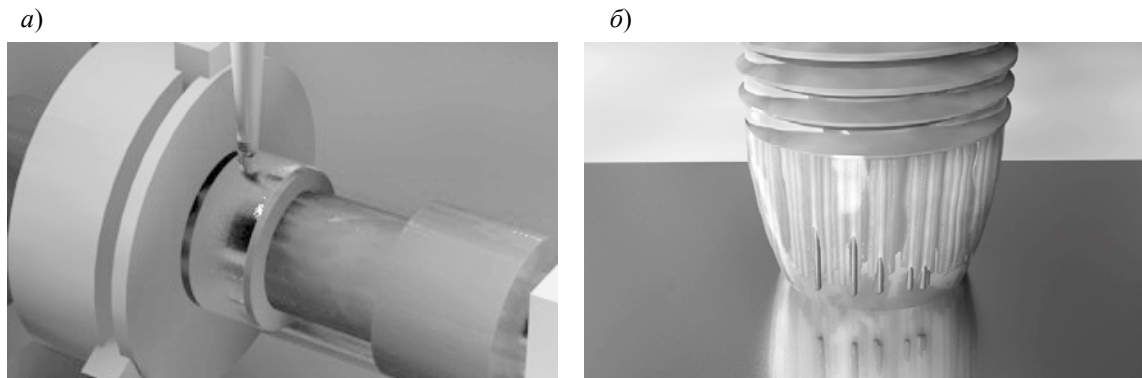


Рис. 1. Схема полирования детали типа фланец струйной – электролитно-плазменной обработкой: а) зона обработки фланца; б) обработка поверхности наборным токоподводом

Fig. 1. Polishing diagram of flange by jet – electrolytic-plasma treatment: а) zone of flange treatment; б) surface treatment with dial current lead

Анализ обрабатываемости при СФЭПО

Для оценки сложности выполняемых работ для изделий типа фланец нами выполнен анализ обрабатываемости изделий разных геометрических форм, материалов, разного начального и конечного уровня шероховатости струйной фокусированной обработкой. По результатам анализа предложено уравнение определяющие относительную обрабатываемость K изделий имеющих различную форму, разные материалы, и разный исходный и конечный параметр Ra шероховатости поверхности.

$$K = \frac{V_{\Sigma}}{V_{\vartheta}} = \frac{K_{\phi} K_M K_{Ra} K_{So} K_{IT}}{V_{\vartheta}}, \quad (1)$$

где V_{Σ} – скорость получения полированной поверхности зависящая от группы факторов; V_{ϑ} – эталонная скорость получения полированной поверхности, принятая за 1; K_{ϕ} – коэффициент сложности обработки формы; K_M – коэффициент сложности обработки заданного материала; K_{Ra} – коэффициент сложности получения заданного параметра Ra шероховатости при разном начальном уровне параметра Ra шероховатости поверхности; K_{So} – коэффициент сложности получения заданного параметра Ra шероховатости поверхности от подачи токоподвода; K_{IT} – коэффициент сложности получения заданного параметра точности размера изделия в соответствии с требованиями чертежа.

Анализ показывает, что K_{ϕ} изменяется в широких пределах и зависит прежде всего от того где находится струйный электролитический катод, формирующий электролитно-плазменный разряд на поверхности изделия снаружи поверхности или внутри. Электролитический катод без труда производит полировку простых плоских и цилиндрических поверхностей (табл. 1). Однако для изделий, имеющих криволинейную сплайновую поверхность, изменяющуюся в трех координатах, сложность обработки увеличивается, прежде всего, за счет организации сложного движения, требующего дополнительной координаты.

Среди таких сложных изделий следует отметить криволинейную поверхность турбинных лопаток [13], моноколес [8], блисков. Определенную сложность также представляет обработка с меняющимся рельефом поверхности, такая как крупная сетка и изменяющийся поверхностный рельеф с чередованием мелкоразмерного и крупного профиля. Отдельную трудность, значительно увеличивающую сложность обработки поверхности является обработка внутренней поверхности, что требует организации электролитно-плазменного разряда внутри полости [32]. Данную задачу всегда приходится решать своим набором технологических приемов и технологической оснастки.

Таблица 1

Коэффициент K_f сложности обработки формы

Table 1

Complexity factor K_f from form processing

№	Геометрическая форма	K_f
1	Плоскость	1
2	Параллелепипед	1
3	Плоская мелкая сетка	1,2
4	Цилиндрическая форма	1,5
5	Наружная поверхность трубы	1,6
6	Резьбовая поверхность (мелкий профиль)	1,6
7	Цилиндр с одним фланцем	1,7
8	Цилиндр с двумя фланцами с обеих сторон	1,8/1,9
9	Коническая поверхность	2
10	Криволинейная поверхность тела вращения	2,5
11	Внутренняя коническая поверхность кольца при $d_{вн} \geq 3h$	2,6–2,8
12	Внутреннее неглубокое отверстие при $d > h$	3
13	Наружная поверхность сферы	3
14	Крупная сетка	3
15	Резьбовая поверхность (крупный профиль)	3
16	Сплайновая поверхность 3D	3
17	Изогнутая мелкая сетка	3
18	Внутренняя поверхность сферы	3,5
19	Объемное изделие сложной геометрической формы (лопатки турбины)	3,5
20	Тело вращения сложной геометрической формы	3,5
21	Изогнутая труба	4
22	Изогнутая крупная сетка	5
23	Объемное изделие сложной геометрической формы (скульптурная форма, моноколеса, блиски)	6–7
24	Внутренняя поверхность трубы	7
25	Внутренняя поверхность трубы прямоугольного сечения	8/9
26	Внутренняя резьбовая поверхность	10

Оценка коэффициента K_m сложности обработки заданного материала производилась на основе источников литературы и результатов

проведенных исследований в лаборатории «Струйной электролитно-плазменной обработки». Это позволила оценить коэффициент K_m сложности полировки обрабатываемых материалов при СФЭПО. Наилучшее снижение параметра R_a шероховатости поверхности при СФЭПО достигается при полировке нержавеющей сталей и сплава на кобальтовой основе. При этом наблюдается, как повышение отражающей способности образцов, так и уменьшение параметра R_a шероховатости поверхности. Средней способностью снижения параметра R_a шероховатости поверхности при СФЭПО обладают инструментальные стали, сплавы меди. При этом для инструментальных сталей ХВГ наблюдается уменьшение параметра R_a шероховатости поверхности, при матовой поверхности образцов. Еще более низкой полируемостью обладают вентильные металлы, алюминий, титан. Прежде всего это происходит за счет образования рыхлой оксидной пленки в процессе обработки и сложности ее удаления [29]. Для этого авторами работы [12] применяется двухступенчатое полирование в разных электролитах.

Таблица 2

Коэффициент K_m сложности полировки заданного материала

Table 2

Complexity factor K_m from specified material

№	Материал	K_m
1	Нержавеющая сталь AISI 304	1
2	Кобальтовый сплав	1,1
3	Нержавеющая сталь 09X18H9T	1,2
4	Теплостойкая сталь 20X13	1,3
5	Медь	1,4
6	Латунь	1,5
7	Сталь 45X	1,8
8	ХВГ	1,8
9	15ХМФШ	1,9
10	Алюминий	2
11	Титан	3



При оценке коэффициента K_{Ra} сложности получения заданного параметра шероховатости при разном начальном уровне шероховатости Ra учитывалось, что в зависимости от требуемого параметра Ra шероховатости поверхности при равной площади обработки, как правило увеличивается время воздействия для получения необходимого результата [33]. Наилучшие результаты показываются при снижении параметра шероховатости на 1–2 класса. В значительной степени это зависит от величины исходной шероховатости поверхности. С увеличением параметра Ra шероховатости поверхности увеличивается время необходимое для удаления вершин микронеровностей. Нами выполнены работы по удалению различных уровней шероховатости поверхности. Максимальное снятие поверхностного слоя, достигнутое СФЭПО показано в работе [30]. Это удаление микропрофиля поверхности после обработки ленточной пилой стали 20X13 до параметра Ra шероховатости поверхности равным 0,2 мкм, с использованием токоподвода в виде магнетронной распылительной головки [31]. Соответственно увеличение параметра Ra шероховатости поверхностного слоя до 12,5 и выше увеличивает время обработки, требует применения дополнительных токоподводов. Минимальный уровень параметра Ra шероховатости поверхности достигнутый нами при СФЭПО составил 0,034 мкм [32].

При обработке изделий в электролитической ванне характерно снижение на 2–3 класса шероховатости [13]. Однако струйная обработка обладает более широкими технологическими возможностями. При оценке K_{So} учитывается, что для струйной фокусированной обработки можно говорить о снижении на 5–6 классов шероховатости и выше [31]. При выполнении отдельных решений возможна обработка изделий из металлургического проката и поверхностей, сформированных чистовым точением [23], чистовым фрезерованием, предварительным шлифованием, поверхностей, полученных 3D – печатью до параметра Ra шероховатости 1,4 мкм и ниже [24]. Данные по величине K_{So} приведены в табл. 4.

Таблица 3

Коэффициент K_{Ra} сложности получения заданного параметра шероховатости при разном начальном уровне шероховатости Ra

Table 3

Complexity factor K_{Ra} obtaining the specified roughness parameter at different initial roughness level Ra

№	Параметр Ra шероховатости поверхности, мкм		K_{Ra}
	исходный	полученный	
1	0,4	0,2	1
2	0,8	0,4	1,8
3	0,8	0,2	2
4	0,4	0,1	3
5	0,8	0,1	4
6	0,8	0,04	5

Таблица 4

Коэффициент K_{So} сложности получения заданного параметра шероховатости от подачи токоподвода

Table 4

Complexity factor K_{So} of obtaining the specified roughness parameter Ra from feed rate of current lead

№	Исходный параметр Ra шероховатости поверхности, мкм	Подача катодного модуля на оборот So , мм/об	Требуемый параметр Ra шероховатости поверхности	K_{So}
1	0,8	6	0,4	1,3
2	0,8	4	0,2	2
3	0,4	5	0,2	1
4	0,4–0,8	4	0,1	3
5	0,8	3	0,08	4
6	0,4–0,8	2	0,06	5
7	0,4–0,8	1	0,03/0,04	6

Исходя из функционального назначения СФЭПО обработка поверхности происходит в ограниченной зоне [21]. Геометрически форма зоны обработки при длительном более 3–5 мин полировании имеет форму части сферы, плавно сопрягаемую с основной поверхностью. При

Таблица 5

Расчет операционного времени СФЭПО от скорости подачи токоподвода

Table 5

Calculation of operating time of jet electrical-plasma treatment from feed rate of current lead

π	D , мм	l , мм	Коэффициент	Подача, мм/об	Длина пути токоподвода, м	Линейная скорость перемещения, м/мин	Время обработки, мин	Линейная скорость перемещения, м/мин	Время обработки, мин	Линейная скорость перемещения, м/мин	Время обработки, мин
3,14	110	30	1000	1	10,36	0,05	207,24	0,1	103,62	0,2	51,81
3,14	110	30	1000	2	5,18	0,05	103,62	0,1	51,81	0,2	25,91
3,14	110	30	1000	3	3,45	0,05	69,08	0,1	34,54	0,2	17,27
3,14	110	30	1000	4	2,59	0,05	51,81	0,1	25,91	0,2	12,95
3,14	110	30	1000	5	2,07	0,05	41,45	0,1	20,72	0,2	10,36
3,14	110	30	1000	6	1,73	0,05	34,54	0,1	17,27	0,2	8,64

ускоренном перемещении токоподвода происходит безразмерная обработка изделия. Однако при длительном вращении изделия без движения продольной подачи на изделии может образоваться канавка, а для фиксированных тонкостенных материалов может образовываться отверстие. Поэтому малая подача и большое число проходов приводит к существенному снижению параметра Ra шероховатости, снижает погрешности поверхности и приближает поверхность к номинальному профилю. Данные по величине подачи и времени обработки изделия типа фланец приведены в табл. 5.

Важным параметром для изделия является технологическое поле допуска. Для учета данного параметра при СФЭПО предлагается использовать коэффициент K_{IT} сложности получения заданного параметра от точности размера (табл. 6). Величина данного коэффициента увеличивается с уменьшением поля допуска и характеризует необходимость точного управления скоростью съема в зависимости от скорости перемещения токоподвода. уменьшение поля допуска исключает остановку токоподвода во время полирования и требует снижения скорости съема материала, прежде всего за счет уменьшения концентрации электролита.

Это в конечном счете приводит к увеличению времени отработки технологии и увеличению времени обработки изделия.

Таблица 6

Коэффициент K_{IT} сложности получения заданного параметра точности размера

Table 6

Complexity factor K_{IT} of obtaining the specified parameter of dimension accuracy

Поле допуска размера, мкм	1000	100	50	5
Величина K_{IT}	1	1,1	1,2	1,3

Для полирования стали 45Х подобраны электролиты с растворами солей низкой концентрации. При выборе электролитов руководствовались прежде всего классом опасности солей и остановились на солях 3–4 класса опасности. Данные вещества оказывают при длительном воздействии раздражающее действие. Данные растворы электролитов при разбавлении проточной водой допускается утилизировать в канализацию. В табл. 7 приведено расчетное количество деталей которое можно обработать при использовании 1 кг применяемой соли, а также приведены затраты по выбранному электролиту на одну деталь.

Таблица 7

Соли, применяемые при СФЭПО для стали 45X

Table 7

Salts used in jet electrolytic-plasma treatment for steel 45X

Электролит	Концентрация	Класс опасности ГОСТ 12.1.007–76	Розничная цена за 0,5 кг, руб. (без НДС)	Розничная цена за 1 кг, руб. (без НДС)	Объем электролита, л	Сколько деталей можно обработать	Затраты на 1 шт. (деталь), руб.	Затраты на 1000 шт. (деталей), руб.
NH ₄ CL	4%	3	2 062,5	4125	25,00	125,00	16,50	16500,00
Na ₂ SO ₄	3%	4	150	300	33,33	166,67	0,90	900,00
K ₂ SO ₄	3%	3	175	350	33,33	166,67	1,05	1050,00
Na ₂ SO ₄ +K ₂ SO ₄	3%	3	162,5	325	33,33	166,67	0,98	975,00
(NH ₄) ₂ SO ₄	4%	4	121	242	25,00	125,00	0,97	968,00
NaCL	4%	4	50	100	25,00	125,00	0,40	400,00
Na ₂ CO ₃	12 %	4	167	334	8,33	41,67	4,01	4008,00

Суммарная мощность установки для СФЭПО

Нами была определена суммарная мощность установки СФЭПО для полирования стали 45X в условиях промышленного производства. При работе установки потребляемая мощность затрачивается на себя формирование электролитно-плазменного разряда, поддержание стабильности работы и параметров разряда за счет системы подогрева электролита, подачу электролита в зону обработки, перемешивания электролита для создания равных условий по времени обработки, мощность затрачиваемая на организацию перемещения токоподвода, освещение рабочей зоны установки, очистку электролита при перед его утилизацией, работу приточно-вытяжной вентиляции, работу вакуумного насоса при удалении газообразных примесей из рабочей зоны. Диапазон суммарной мощности всех устройств при организации процесса электролитно-плазменного полирования для одной детали типа фланец составил 1,7–6,3 кВт. Параметры систем, обеспечивающих процесс электролитно-плазменного полирования показан в табл. 8.

При анализе затрат на расходные материалы для СФЭПО стали 45X были учтены максимально возможные потребности при произ-

водстве работ по полированию цилиндрической поверхности фланца. Данные затраты приведены в табл. 9 и складываются из электроэнергии, дистиллированной воды, горячей и холодной воды, водоотвода, масла моторного, аргона и жидкого мыла.

Показано, что суммарные затраты на материалы не превышают 50 рублей на один фланец, что может говорить о высокой эффективности процесса.

Расчет стоимости СФЭПО

В соответствии с затратами на материалы, с учетом стоимости аренды помещения, заработной платы исполнителей и сравнительного анализа применяемых сегодня технологий по сварке, лазерному и плазменному раскрою, гравированию, 3D печати нами была оценена стоимость C погонного метра СФЭПО. Диапазон стоимости составил от 20–100 руб., в зависимости от объема партии деталей.

Исходя из этого нами предложена формула для расчета цены $Ц$ обработки для детали типа фланец с учетом разработанных коэффициентов сложности, для деталей с разным исходным и получаемым параметром R_a шероховатости поверхности на условиях аутсорсинга для предприятия производящего детали типа фланец.

Таблица 8

Суммарная мощность установки СФЭПО для стали 45Х

Table 9

Total plant power for jet electrical-plasma treatment for steel 45X

Элемент системы	Функция	Рабочие режимы min-мах	Мощность min	Мощность мах	Мощность на 1 изделие min, Вт	Мощность на 1 изделие мах, Вт
Блок питания установки	Формирование ЭПР	300В-3А 500В-10А	900	5000	300,0	1666,7
Система нагрева электролита	Создание стабильного ЭПР	200 Вт 3000 Вт	200	3000	66,7	1000,0
Система перемещения токоподвода	Обработка поверхности в заданном месте	400–600 Вт	400	600	133,3	200,0
Система освещения	Освещение рабочего пространства	100–200 Вт	100	200	33,3	66,7
Система подачи электролита	Подъем электролита на уровень 1700 мм	400–600 Вт	400	600	133,3	200,0
Система перемешивания электролита	Подготовка электролита	400–600 Вт	400	600	133,3	200,0
Система очистки электролита	Очистка стоков для канализации	400–600 Вт	400	600	133,3	200,0
Система подачи воздуха в рабочую камеру	Удаление вредных примесей из рабочей зоны	150 Вт	150	150	50,0	50,0
Система отвода воздуха из помещения и рабочей камеры вытяжной вентиляцией	Удаление вредных примесей из рабочей зоны	2200 Вт	2200	4000	733,3	1333,3
Система подачи воздуха в рабочую зону приточной вентиляцией	Введение в помещение воздуха с улицы	2200 Вт	2200	4000	733,33	1333,3
Система удаления газов из рабочей камеры вакуумным насосом	Удаление вредных примесей из рабочей зоны	2000 Вт	180	740	60,00	246,6
Итого:			5230	18890	1743,33	6296,6

Таблица 9

Затраты на расходные материалы для СФЭПО стали 45Х

Table 9

Cost of jet electrical-plasma treatment consumables for steel 45X

Предполагаемые затраты	Стоимость, руб. (с НДС)	Ед. изм.	Объем, шт	Расход на одно изделие	Стоимость на одно изделие, руб.
Электроэнергия	4,56	кВт/ч		1,7 – 6,3	7,75–28,73
Дистиллированная вода	4500	л	1000	0,20	0,90
Горячая вода	110,09	м ³	1	0,01	0,55
Холодная вода	37,12	м ³	1	0,00	0,07
Водоотвод	43,5	м ³	1	0,01	0,30
Масло моторное	4785	л	50	0,03	2,87
Аргон	5900	л	40	0,05	7,38
Мыло жидкое	5900	л	50	0,01	1,18
Итого:					21,01–41,99

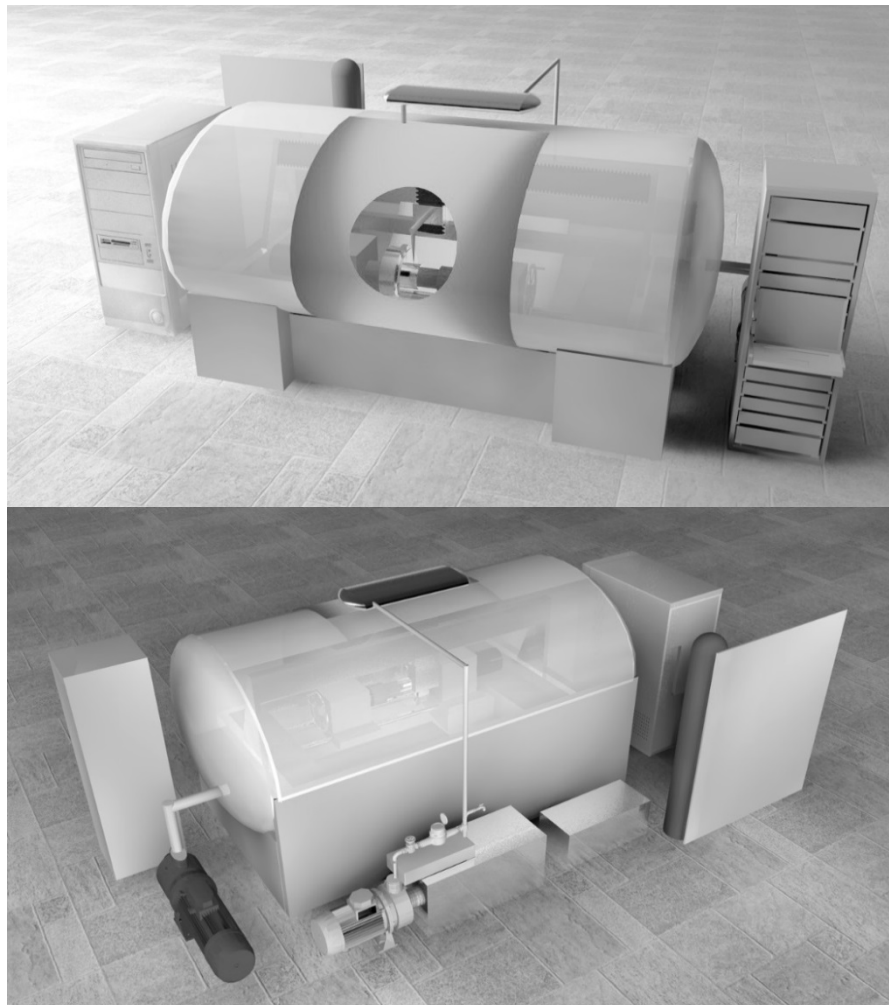


Рис. 2. Проект установки для полирования фланцев
 Fig. 2. Flange polishing installation design

Расчет длины рабочего хода токоподвода проводили по следующей формуле:

$$L = \pi \cdot d \cdot l / 1000 \cdot S_0, \quad (2)$$

где d – диаметр полируемой поверхности, мм; l – длина полируемой поверхности, мм; S_0 – подача токоподвода, мм/об.

Расчет цены работ по полировке одной детали производился по формуле:

$$\begin{aligned} Ц &= C \cdot L \cdot K = C \cdot l \cdot \frac{V_{\Sigma}}{V_{\text{э}}} = \\ &= C \cdot L \cdot \frac{K_{\text{ф}} \cdot K_{\text{м}} \cdot K_{\text{Ra}} \cdot K_{S_0} \cdot K_{\text{IT}}}{}, \end{aligned} \quad (3)$$

где C – стоимость погонного метра, руб.; L – длина пути токоподвода для получения поли-

рованной поверхности, м; K – коэффициент относительной обрабатываемости.

Высокий показатель цены СФЭПО для первой партии деталей, как правило обусловлен тем, что на мелкую партию учитываются затраты, по разработке и изготовлению технологических приспособлений, подготовке программного обеспечения, выборе необходимого электролита, разработке схемы обработки и конструкции токоподвода, отработке технологических режимов, оценке параметров шероховатости и морфологии поверхности. Для выпуска деталей, имеющих разный объем партии, стоимость обработки уменьшается с учетом годовой загрузки оборудования.

Анализ рыночных предложений по 4-х координатным станкам

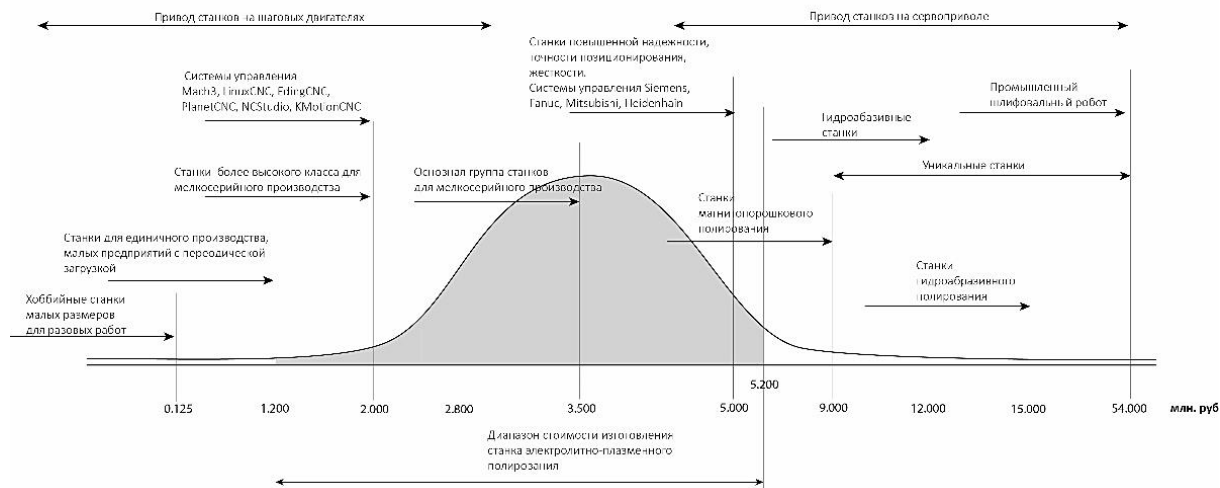


Рис. 3. Анализ стоимости изготовления оборудования

Fig. 3. Equipment manufacturing cost analysis

Проект установки для полирования фланцев

Исходя из требований к СФЭПО для детали типа фланец на базе работы [27] нами был разработан проект установки, в конструкции которой по возможности учитывались бы все современные достижения в области струйной электролитной плазменной обработки. Установка имеет изолированный защитный корпус от поражения электрическим током.

Для защиты персонала от паров электролитно-плазменного разряда при длительной эксплуатации устройства предусмотрено создание предварительного вакуума до $1 \cdot 10^3$ Па. Разряжение обеспечивается вакуумным насосом. Установка оснащена блоком питания и блоком управления. Установка также оснащена ванной подготовки электролита и емкостью для нагрева электролита расположенной сверху над изолированным защитным корпусом. Внутри защитного корпуса расположена система автоматизированного перемещения токоподвода и вращения заготовки детали типа фланец. Проект установки в виде трехмерной модели представлен на рис. 2.

Анализ стоимости изготовления оборудования

При проектировании установки, нами был проведен анализ стоимости оборудования в широком ценовом диапазоне (рис. 3). За кри-

терий было выбрано оборудование позволяющие осуществлять согласованное автоматизированное движение не менее, чем в четырех координатах. Три координаты необходимы для подвода токоподвода к изделию и четвертая координата необходима для вращения детали типа фланец вокруг своей оси.

Анализ показал, что ценовой диапазон оборудования до 0,125 млн руб. относится к станкам хоббийной группы. Станки стоимостью до 1,2 млн руб., как правило приобретаются предприятиями с периодической загрузкой данного оборудования. Станки до 2,0 млн руб. выпускаются на различных контроллерах с известными программами управления такими как Mach3, Linux CNC, Planet CNC, Eding CNC, NCStudio, KMotion CNC. Оборудование с использованием данных программ занимает нишу станков среднего класса и как правило использующихся в мелкосерийном производстве при выпуске изделий с не жесткими допусками. Основную нишу станков для мелкосерийного производства занимают станки в ценовом диапазоне 3,5 млн руб. Как правило это станки с азиатского (Китай, Корея и др) или отечественного рынка. Данные станки имеют жесткую сварную станину и оснащены электроникой как правило фирмы производителя. Станки более высокой степени



жесткости, надежности, возможно с литой станиной и системой управления ведущих мировых производителей Fanuc, Mitsubishi, Siemens, Heidenhain, оснащенные системой точного позиционирования приближаются к отметке 5 млн руб. Узкоспециализированные станки для полирования магнитопорошковым методом, гидроабразивной струей, электроэрозией, промышленные шлифовальные станки имеют высокую стоимость более 54 млн руб.

Для метода СФЭПО нами определен диапазон стоимости изготовления станка для использования в промышленном производстве в размере от 1,4–5,2 млн руб.

Нижний ценовой порог определен, тем что по сути в большинстве случаев зона полирования не требует четко обозначенных границ и может быть размытой. В отдельных случаях обработки достаточно нанесения защитной маски, или защиты границы края скотчем, лентой, и др. Поэтому для технологического применения метода СФЭПО на наш взгляд достаточно точности позиционирования токоподвода до 0,1 мм. Для ответственных и дорогостоящих деталей или обработки внутренних мелкогабаритных контуров точность позиционирования может быть уменьшена, за счет увеличения металлоемкости, жесткости конструкции станка и формирования обратной связи при позиционировании токоподвода, что в целом приводит к увеличению стоимости оборудования.

Безопасность работ при СФЭПО

Для устойчивой работы установки предусмотрено размещение ее на территории цеха, с выделением для установки отдельного закрытого помещения. Пол данного помещения должен быть выложен кафелем. Для данного помещения должна быть предусмотрена система приточной и вытяжной вентиляции. В случае работы установки без создания предварительного вакуума необходим подвод патрубков локального отсоса воздуха из зоны обработки. Кроме этого необходимо подключение к водопроводу и наличие выводов фановых труб. В

процессе работы установки как для любого технологического оборудования имеются следующие риски, поражение электрическим током, получение раздражения кожи, при сильных концентрациях электролита возможно получение ожогов дыхательных путей, получение травм при попадании частей тела или одежды во вращающиеся и двигающиеся узлы установки. Возможность поражения электрическим током возникает при замыкании межэлектродного промежутка между токоподводом и изделием незащищенной частью тела. Для предотвращения этого в установке предусмотрена закрытая изолированная конструкция, визуализация индикатора напряжения, ступенчатая система отключения напряжения при смене детали, автоматическая блокировка напряжения, наличие ручного контактора, замыкающего цепь напрямую, позиционирование катодного модуля при смене детали в координате «0», исключающей замыкание цепи. Возможность получения раздражения кожи, при сильных концентрациях возможно получение ожогов дыхательных путей. Для предотвращения этого предусмотрено наличие приточно-вытяжной вентиляции в помещении. Формирование предварительного разряжения, а в случае его отсутствия подвод отсасывающих патрубков в зоне обработки. Применение слабо концентрированных солевых растворов от 3–20 г/л водопроводной воды. Используемые соли относятся к 3, 4-му классу опасности. Использование нетоксичных электролитов слабой концентрации солей позволяет утилизировать отработанные растворы через городскую канализацию. Использование средств индивидуальной защиты. Возможность получения травм при попадании частей тела или одежды во вращающиеся части установки, а также двигающиеся узлы. Для предотвращения этого установка оснащена закрытым корпусом, на передней панели которого расположена кнопка аварийного отключения, вторая аварийная кнопка установлена на блоке управления установкой. Риски взрыва и возгорания отсутствуют вследствие малого объ-

ема электрического разряда до 2–5 см² и низкой концентрации выделяемых кислорода и водорода. При попытке поднесения открытого огня к плазменному разряду раздается негромкий хлопок.

Защита изделий при СФЭПО

В зависимости от концентрации и типа электролит может воздействовать на поверхность, даже без приложения потенциала, т.к. с повышением класса опасности увеличивается и коррозионная способность электролита. Однако это более характерно для сильных электролитов, содержащих в своем составе значительную долю кислот, таких как плавиковая, соляная, серная, фосфорная являющихся сильными окислителями. При использовании электролитов 3,4-го класса воздействие на поверхность детали при попадании на нее электролита при СФЭПО сильно снижается. При кратковременном воздействии данные виды электролитов оказывают слабое влияние на окисление поверхности изделия. Однако, чтобы свести к минимальному воздействию капель электролита на поверхность детали предусматривают защиту поверхностей детали не подлежащих обработки. Это достигается экранированием пленкой, нанесением тефлонового покрытия, дезактивацией поверхности детали промывкой в горячей воде (щелочным мыльным раствором) с последующей сушкой, а также опускание детали после промывки в горячее машинное масло.

Обсуждение полученных результатов

Не смотря на длительный период изучения процесса электролитно-лазменного разряда более 200 лет [30]. Практическое его применение

для нагрева заготовок началось не так давно, около 90 лет назад [30]. Полирование деталей в электролитических ваннах, по нашей оценке, насчитывает около 35 лет [31]. Процесс струйной электролитно-плазменной обработки насчитывает еще меньший период времени [20]. Однако на молодой возраст технологии СФЭПО позволяет прогнозировать широкое применение данной технологии как в крупной и средней промышленности, так и для использования в мелких кустарных мастерских и в условиях гаражного творчества. Экономическая оценка показывает минимальные затраты на материалы, потребляемую мощность при высокой эффективности процесса. Это по сути открывает возможность практически массового использования технологии, наряду с технологией 3D – печати металла и их совместного использования. К числу экономических проблем к широкому внедрению технологии СФЭПО можно отнести относительно высокую стоимость оборудования. Однако это характерно для всех вновь вводимых продуктов на рынок на начальном этапе. Для широкого внедрения данного технологического процесса на наш взгляд необходимо выполнение следующих условий, снижение габаритных размеров установки прежде всего за счет уменьшения габаритов источника питания, переход на модульные конструкции блоков установки, позволяющих осуществлять быструю переналадку под деталь заданного типа, снижение области полирования до 56–60 В, применение электролитов 3,4 класса опасности, со смещением акцента на физические принципы удаления атомов поверхностного слоя изделия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Буткарев А.И. Полировка. М.: Универсал, 2001. С. 52. URL: <http://depositfilts.com/>.
- [2] Бабичев А.П., Бабичев И.А. Основы вибрационной технологии, Ростов н/Д: Изд-во ДГТУ, 2008.
- [3] Абрамов В.О., Абрамов О.В., Артемьев В.В., Градов О.М., Коломеец Н.П., Приходько В.М., Эльдарханов А.С. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении. М.: Янус-К, 2006. 688 с.
- [4] Отто М.Ш., Винник В.А., Хобот Л.Р., Лебедев В.Е., Губаревич В.Н. А. с. № 1226749 СССР Способ электроэрозионного полирования. В 23 Н 1/00. 1983. Бюл. № 24.

- [5] **Baron Y.M., Kobchikov V.S.** The influence of magnetic abrasive finishing on performance specification of hard alloys // Technical Paper – Society of Manufacturing Engineers ISAAT 2007. Сер. «ISAAT 2007» Dearborn, MI, 2007.
- [6] **Baron Y.M.** Magnetic Abrasive Deburring Technology for Blanks // International Journal of Engineering Research in Africa. 2016. Vol. 25. P. 1–10.
- [7] **Проволоцкий А.Е., Мохеб Мохаммад, Негруб С.Л.** Способ шлифования и полирования поверхностей деталей свободными абразивами // Прогресивні технології і системи машинобудування. 2009. № 2 (38). С. 204–208.
- [8] **Мозгов С.А., Панов Д.В., Саушкин Б.П.** Улучшение качества поверхностей лопаток моноколёс турбонасосных агрегатов жидкостных ракетных двигателей // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2013. № 4 (42). С. 206–212.
- [9] **Словецкий Д.И., Терентьев С.Д., Плеханов В.Г.** Механизм плазменно-электролитного нагрева металлов // ТВТ. 1986. Т. 24, № 2. С. 353.
- [10] Электролитно-плазменная обработка материалов / под ред. И.С. Куликова. Минск: Беларуская навука, НАН Беларусі, Объединенный ин-т энергетических исследований, Сосны, 2010. 232 с.
- [11] **Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М.** Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2-х т.
- [12] **Смыслов А.М., Смыслова М.К., Мингажев А.Д., Селиванов К.С.** Многоэтапная электролитно-плазменная обработка изделий из титана и титановых сплавов // Вестник УГАТУ. 2018. Вып. 13, № 1 (34). С. 141–145.
- [13] **Новиков В.И., Попов А.И., Тюхтяев М.И., Зейдан М.Н.** Возможности электролитно-плазменного полирования при обработке деталей с различным начальным уровнем шероховатости поверхности // Металлообработка. 2011. № 1 (61). С. 13.
- [14] **Коротких М.Т., Захаров С.В., Волков А.А., Марцинкевич И.А.** Влияние компонентов раствора электролита на нижнюю границу начала процесса электролитно-плазменного полирования // Электрофизические методы обработки в современной промышленности: матер. II Междунар. науч.-практ. конф. молодых ученых, аспирантов и студентов. 2019. С. 122–128.
- [15] **Кузьмичев И.С., Ушомирская Л.А., Шмельков А.В., Сысоев И.А.** Финишная технология обработки сквозных прямоосных, глубоких, цилиндрических отверстий в металлических изделиях принудительным электролитно-плазменным полированием // Металлообработка. 2017. № 3 (99). С. 21–27.
- [16] **Захаров С.В., Кузьмичев И.С., Ушомирская Л.А.** Разработка установки ЭЭПП-100 для экструзионного электролитно-плазменного полирования сложнопрофильных внутренних поверхностей // Неделя науки СПбПУ: матер. науч. форума с международным участием. Институт металлургии, машиностроения и транспорта / отв. ред. М.С. Кокорин, 2015. С. 146–148.
- [17] **Алексеев Ю.Г., Королев А.Ю., Паршута А.Э., Нисс В.С.** Электролитно-плазменная обработка при нестационарных режимах в условиях высокградиентного электрического поля // Наука и техника. 2017. Т. 16, № 5. С. 391.
- [18] **Захаров С.В., Коротких М.Т.** Электролитно-плазменное полирование сложнопрофильных изделий из сплава Д16 // Вестник Концерна ВКО «Алмаз-Антей». 2017. № 3. С. 83–87.
- [19] **Ушомирская Л.А., Новиков В.И.** Полирование легированных сталей в нетоксичных электролитах при высоком напряжении // Металлообработка: науч.- производ. журн. 2008. № 1(58). С. 23–25.
- [20] **Гайсин Ф.М., Сон Э.Е.** Электрические разряды в парогазовой среде с нетрадиционными электродами // Энциклопедия низкотемпературной плазмы / под ред. В.Е. Фортова. М.: Наука, 2000. С. 241.
- [21] **Popov A.I., Novikov V.I., Radkevich M.M.** Characteristics of the Development of Electric Discharge between the Jet Electrolyte Cathode and the Metal Anode at Atmospheric Pressure // High temperature. 2019. Vol. 57, no. 4. P. 483–495.
- [22] **Попов А.И., Тюхтяев М.И., Радкевич М.М., Новиков В.И.** Анализ тепловых явлений при струйной фокусированной электролитно-плазменной обработке // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2016. № 4 (254). С. 141.
- [23] **Ablyaz T.R., Muratov K.R., Radkevich M.M., Ushomirskaya L.A., Zarubin D.A.** Electrolytic plasma surface polishing of complex components produced by selective laser melting // Russian Engineering Research. 2018. Vol. 38, no. 6, P. 491–492.

[24] **Ablyaz T.R., Muratov K.R., Ushomirskaya L.A., Zarubin D.A., Sidhul S.S.** Electrolytic plasma polishing for improved surface finish of machined components // *Engineering Solid Mechanics*. 2019. Vol. 57, no. 4. P. 263–281.

[25] **Witzke M., Rumbach P., Go D.B., Sankaran R.M.** Evidence for the electrolysis of water by atmospheric-pressure plasmas formed at the surface of aqueous solutions // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2012. Vol. 45. P. 5.

[26] **Галимзянов И.И., Гайсин Ал.Ф., Фахрутдинова И.Т., Шакирова Э.Ф., Ахатов М.Ф., Каюмов Р.Р.** Некоторые особенности развития электрического разряда между струйным анодом и жидким катодом // *ТВТ*. 2018. Т. 56, № 2. С. 306.

[27] **Попов А.И., Радкевич М.М., Кудрявцев В.Н., Захаров С.В., Кузьмичев И.С.** Установка для электролитно-плазменной обработки турбинных лопаток. Патент на изобретение РФ № 2623555. Кл. МПК: С25F7/00. 27.06.2017.

[28] **Попов А.И., Радкевич М.М., Медко В.С., Новоселов М.В.** Устройство для электролитно-плазменной обработки металлических изделий. Патент на изобретение РФ № 2681239. Кл. МПК: С25F7/00. 13.06.2018.

[29] **Popov A.I., Travina E.A.** Electrolytically plasma processing of titanium VT1-0 // *Электрофизические методы обработки в современной промышленности: матер. II Междунар. науч.-практ. конф. молодых ученых, аспирантов и студентов, 18–20 декабря 2018 г. Пермь*. 2018. 87 с.

[30] **Новоселов М.В., Шиллинг Н.Г., Рудагин А.А., Радкевич М.М., Попов А.И.** Оценка возможности полирования нержавеющей стали струйной электролитно-плазменной обработкой // *Вестник ПНИПУ*. 2018. № 1. С. 95.

[31] **Попов А.И., Радкевич М.М., Медко В.С., Шиллинг Н.Г., Рудагин А.А.** Магнетронная распылительная головка. Патент на изобретение РФ № 2656318. Кл. МПК: С23С14/35. 04.06.2018.

[32] **Попов А.И.; Радкевич М.М.; Новоселов М.В.** Особенности электролитно-плазменного полирования стенов // *Технология металлов*. 2019. № 5. С. 18.

[33] **Danilov I., Hackert-Oschätzchen M., Zinecker M., Meichsner G., Edelmann J., Schubert A.** Process Understanding of Plasma Electrolytic Polishing through Multiphysics Simulation and Inline Metrology // *Micromachines*. 2019. 10(3). P. 214.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

ПОПОВ Александр Иннокентьевич — кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: profbaikl@yandex.ru

ПОПОВА Алла Ивановна — кандидат экономических наук доцент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: aipopoffa@yandex.ru

ПОПОВА Диана Александровна — инженер-конструктор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: a.diana.popova@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 26.09.2019

REFERENCES

[1] **Butkarev A.I.** Polirovka. M.: AB Universal, 2001, p. 52. URL: <http://depositfilts.com/>

[2] **A.P. Babichev, I.A. Babichev,** *Osnovy vibratsionnoy tekhnologii*. Rostov n/D: Izd-vo DGTU, 2008.

[3] **V.O. Abramov, O.V. Abramov, V.V. Artemyev, O.M. Gradov, N.P. Kolomeyets, V.M. Prikhodko, A.S. Eldarkhanov,** *Moshchnyy ultrazvuk v metallurgii i mashinostroyenii*. M.: Yanus-K, 2006.

[4] **M.Sh. Otto, V.A. Vinnik, L.P. Khobot, V.Ye. Lebedev, V.N. Gubarevich,** A. s. № 1226749

SSSR Sposob elektroerozionnogo polirovaniya. V 23 N 1/00. 1983. Byul. № 24.

[5] **Y.M. Baron, V.S. Kobchikov,** The influence of magnetic abrasive finishing on performance specification of hard alloys, Technical Paper — Society of Manufacturing Engineers ISAAT 2007. Ser. «ISAAT 2007» Dearborn, MI, 2007.

[6] **Y.M. Baron,** Magnetic Abrasive Deburring Technology for Blanks, International Journal of Engineering Research in Africa, 25 (2016) 1–10.

- [7] **A.Ye. Provolotskiy, Mokheb Mokhammad, S.L. Negrub**, Sposob shlifovaniya i polirovaniya poverkhnostey detaley svobodnymi abrazivami, *Progressivni tekhnologii i sistemi mashinobuduvannya*, 2 (38) (2009) 204–208.
- [8] **S.A. Mozgov, D.V. Panov, B.P. Saushkin**, Uluchsheniye kachestva poverkhnostey lopatok monokoles turbomasosnykh agregatov zhidkostnykh raketnykh dvigateley, *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta*, 4 (42) (2013) 206–212.
- [9] **D.I. Slovetskiy, S.D. Terentyev, V.G. Plekhanov**, Mekhanizm plazmenno-elektrolitnogo nagreva metallov, *TVT*, 24 (2) (1986) 353.
- [10] *Elektrolitno-plazmennaya obrabotka materialov*. Pod red. I.S. Kulikova. Minsk: Belaruskaya navuka, NAN Belarusi, Obyedinennyy in-t energeticheskikh issledovaniy, Sosny, 2010.
- [11] **I.V. Suminov, P.N. Belkin, A.V. Epelfeld, V.B. Lyudin, B.L. Krit, A.M. Borisov**, Plazmenno-elektroliticheskoye modifitsirovaniye poverkhnosti metallov i splavov. V 2-kh t.
- [12] **A.M. Smyslov, M.K. Smyslova, A.D. Mingazhev, K.S. Selivanov**, Mnogoetapnaya elektrolitno-plazmennaya obrabotka izdeliy iz titana i titanovykh splavov, *Vestnik UGATU*, 13 (1-34) (2018) 141–145.
- [13] **V.I. Novikov, A.I. Popov, M.I. Tyukhtyayev, M.N. Zeydan**, Vozmozhnosti elektrolitno-plazmennogo polirovaniya pri obrabotke detaley s razlichnym nachalnym urovnem sherokhovatosti poverkhnosti, *Metalloobrabotka*, 1 (61) (2011) 13.
- [14] **M.T. Korotkikh, S.V. Zakharov, A.A. Volkov, I.A. Martsinkevich**, Vliyaniye komponentov rastvora elektrolita na nizhnyuyu granitsu nachala protsessa elektrolitno-plazmennogo polirovaniya, *Elektrofizicheskiye metody obrabotki v sovremennoy promyshlennosti: mater. II Mezhdunar. nauch.-prakt. konf. molodykh uchennykh, aspirantov i studentov*, (2019) 122–128.
- [15] **I.S. Kuzmichev, L.A. Ushomirskaya, A.V. Shmelkov, I.A. Sysoyev**, Finishnaya tekhnologiya obrabotki skvoznykh pryamoosnykh, glubokikh, tsilindricheskikh otverstiy v metallicheskih izdeliyakh prinuditelnyy elektrolitno-plazmennym polirovaniyem, *Metalloobrabotka*, 3 (99) (2017) 21–27.
- [16] **S.V. Zakharov, I.S. Kuzmichev, L.A. Ushomirskaya**, Razrabotka ustanovki EEP-100 dlya ekstruzionnogo elektrolitno-plazmennogo polirovaniya slozhnoprofilnykh vnutrennikh poverkhnostey, *Nedelya nauki SPbPU: mater. nauch. foruma s mezhdunar. uchastiyem. Institut metallurgii, mashinostroyeniya i transporta. Otv. red. M.S. Kokorin*, (2015) 146–148.
- [17] **Yu.G. Alekseyev, A.Yu. Korolev, A.E. Parshuto, V.S. Niss**, Elektrolitno-plazmennaya obrabotka pri nestatsionarnykh rezhimakh v usloviyakh vysokogradyentnogo elektricheskogo polya, *Nauka i tekhnika*, 16 (5) (2017) 391.
- [18] **S.V. Zakharov, M.T. Korotkikh**, Elektrolitno – plazmennoye polirovaniye slozhnoprofilnykh izdeliy iz splava D16, *Vestnik Kontserna VKO «Almaz-Antey»*, 3 (2017) 83–87.
- [19] **L.A. Ushomirskaya, V.I. Novikov**, Polirovaniye legirovannykh staley v netoksichnykh elektrolitakh pri vysokom napryazhenii, *Metalloobrabotka: nauch.- proizvod. zhurn*, 1 (58) (2008) 23–25.
- [20] **F.M. Gaysin, E.Ye. Son**, Elektricheskiye razryady v parogazovoy srede s netraditsionnymi elektrodami, *Entsiklopediya nizkotemperaturnoy plazmy*. Pod red. V.Ye. Fortova. M.: Nauka, (2000) 241.
- [21] **A.I. Popov, V.I. Novikov, M.M. Radkevich**, Characteristics of the Development of Electric Discharge between the Jet Electrolyte Cathode and the Metal Anode at Atmospheric Pressure, *High temperature*, 57 (4) (2019) 483–495.
- [22] **A.I. Popov, M.I. Tyukhtyayev, M.M. Radkevich, V.I. Novikov**, Analiz teplovykh yavleniy pri struynoy fokusirovannoy elektrolitno-plazmennoy obrabotke, *St. Petersburg polytechnic university journal*, 4 (254) (2016) 141.
- [23] **T.R. Ablyaz, K.R. Muratov, M.M. Radkevich, L.A. Ushomirskaya, D.A. Zarubin**, Electrolytic plasma surface polishing of complex components produced by selective laser melting, *Russian Engineering Research*, 38 (6) (2018) 491–492.
- [24] **T.R. Ablyaz, K.R. Muratov, L.A. Ushomirskaya, D.A. Zarubin, S.S. Sidhul**, Electrolytic plasma polishing for improved surface finish of machined components, *Engineering Solid Mechanics*, 57 (4) (2019) 263–281
- [25] **M., Witzke P. Rumbach, D.B. Go, R.M. Sankaran**, Evidence for the electrolysis of water by atmospheric-pressure plasmas formed at the surface of aqueous solutions, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 45 (2012) 5.
- [26] **I.I. Galimzyanov, A.F. Gaysin, I.T. Fakhrutdinova, E.F. Shakirova, M.F. Akhatov, R.R. Kayumov**, Nekotoryye osobennosti razvitiya elektricheskogo razryada mezhdru struynym anodom i zhidkim katodom, *TVT*, 56 (2) (2018) 306.
- [27] **A.I. Popov, M.M. Radkevich, V.N. Kudryavtsev, S.V. Zakharov, I.S. Kuzmichev**, Ustanovka dlya elektrolitno-plazmennoy obrabotki turbinnnykh lopatok. Patent na izobreteniyе RF № 2623555. Kl. MPK: C25F7/00. 27.06.2017.

[28] **A.I. Popov, M.M. Radkevich, V.S. Medko, M.V. Novoselov**, Ustroystvo dlya elektrolitno-plazmennoy obrabotki metallicheskiy izdeliy. Patent na izobreteniyе RF № 2681239. Kl. MPK: C25F7/00. 13.06.2018.

[29] **A.I. Popov, E.A. Travina**, Electrolytically plasma processing of titanium VT1-0, Elektrofizicheskiye metody obrabotki v sovremennoy promyshlennosti: mater. II Mezhdunar. nauch.-prakt. konf. molodykh uchenykh, aspirantov i studentov, 18–20 dekabrya 2018 g. Perm. 2018.

[30] **M.V. Novoselov, N.G. Shilling, A.A. Rudavin, M.M. Radkevich, A.I. Popov**, Otsenka vozmozhnosti polirovaniya nerzhavayushchikh staley struynoy

elektrolitno – plazmennoy obrabotkoy, Vestnik PNIPU, 1 (2018) 95.

[31] **A.I. Popov, M.M. Radkevich, V.S. Medko, N.G. Shilling, A.A. Rudavin**, Magnetronnaya raspylitelnaya golovka. Patent na izobreteniyе RF № 2656318. Kl. MPK: C23C14/35. 04.06.2018.

[32] **A.I. Popov, M.M. Radkevich, M.V. Novoselov**, Osobennosti elektrolitno-plazmennogo polirovaniya stentov, Tekhnologiya metallov, 5 (2019) 18.

[33] **I. Danilov, M. Hackert-Oschätzchen, M. Zinecker, G. Meichsner, J. Edelmann, A. Schubert**, Process Understanding of Plasma Electrolytic Polishing through Multiphysics Simulation and Inline Metrology, Micromachines, 10 (3) (2019) 214.

THE AUTHOR

POPOV Aleksandr I. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: profbaikl@yandex.ru

POPOVA Alla I. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: aipopoffa@yandex.ru

POPOVA Diana A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: a.diana.popova@gmail.com

Received: 26.09.2019

DOI: 10.18721/JEST.25406
УДК 629.7.023

В.Е. Стрижиус

Национальный исследовательский университет «МАИ», г. Москва, Россия

МЕХАНИЗМЫ НАКОПЛЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ ПРИ СЛОЖНОМ ПРОГРАММНОМ НАГРУЖЕНИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ: СУЩЕСТВУЮЩИЕ ГИПОТЕЗЫ

Рассмотрены три типа сложного программного циклического нагружения, наиболее часто используемые при усталостных испытаниях образцов из слоистых композитов. Отмечено, что при расчетах усталостной долговечности таких образцов при подобном нагружении выбор гипотезы накопления усталостного повреждения является одним из основных факторов, определяющих точность расчетных оценок. Представлен обзор и краткий анализ пяти различных гипотез накопления усталостного повреждения, применяемых различными авторами при расчетных оценках усталостной долговечности слоистых композитов при рассмотренных типах циклического нагружения. Выполнен анализ результатов практического применения различных гипотез при выполнении расчетных оценок. С целью повышения точности расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов при сложном программном нагружении сделаны выводы и рекомендации по применению различных гипотез при конкретном виде сложного нагружения. Представлены результаты расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов, демонстрирующие обоснованность сделанных выводов и предлагаемых рекомендаций.

Ключевые слова: слоистые композиты, усталостная долговечность, расчетная оценка, гипотезы накопления усталостного повреждения, сложное программное нагружение

Ссылка при цитировании:

Стрижиус В.Е. Механизмы накопления усталостного повреждения при сложном программном нагружении слоистых композитов: существующие гипотезы // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 71–82. DOI: 10.18721/JEST.25406

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

V.E. Strizhius

National Research University «Moscow Aviation Institute», Moscow, Russia

MECHANISMS FOR FATIGUE DAMAGE ACCUMULATION IN LAYERED COMPOSITES UNDER COMPLEX PROGRAM LOADING: EXISTING HYPOTHESES

We have considered three types of complex program cyclic loading, which are most often used in fatigue tests of samples from layered composites. It is noted that the choice of fatigue damage accumulation rule in fatigue life predictions of layered composites under similar loading is one of the main factors determining the accuracy of predictions. We have carried out review and brief analysis of five different fatigue damage accumulation

rules, used by different authors in fatigue life predictions of layered composites under the given types of cyclic loading. We have analyzed practical applications of different fatigue damage accumulation rules when performing design estimates. In order to increase the accuracy of fatigue life estimates of layered composites under complex program loading, we made conclusions and recommendations for using different rules for a specific type of complex program loading. Results of fatigue life predictions of layered composites are presented, demonstrating the validity of conclusions and the proposed recommendations.

Keywords: layered composites, fatigue life, estimation, fatigue damage accumulation rules, complex program loading

Citation: V.E. Strizhius, Mechanisms for fatigue damage accumulation in layered composites under complex program loading: existing hypotheses, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 71–82. DOI: 10.18721/JEST.25406

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Известно, что важнейшее значение при использовании полимерных композиционных материалов (ПКМ) в силовых элементах конструкций приобретает возможность расчетной оценки их характеристик, в том числе характеристик сопротивления усталости.

Одной из наиболее сложных задач в практике инженерных расчетов ПКМ на усталостную прочность является задача по выполнению расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов при сложном программном нагружении. Анализ результатов таких оценок показывает, что выбор гипотезы накопления усталостного повреждения при выполнении таких расчетов является одним из основных факторов, определяющих их точность.

Рассмотрено три типа сложного программного нагружения, достаточно часто встречающихся в практике испытаний и расчетов на усталость слоистых ПКМ: многоступенчатое циклические нагружение, нагружение с использованием известной квазислучайной программы TWIST (Transport WIng Standard Test) [1, 2] и нагружение спектром нагрузок WISPER (WInd SPEctrum Reference) [3]. Следует особо отметить, что программа TWIST и спектр WISPER представляют собой *стандартизованные* программные нагружения, с использованием которых в зарубежной и отечественной практике выполняются *экспериментальные исследования больших объемов*.

Представлен обзор и краткий анализ пяти различных гипотез накопления усталостного повреждения, применяемых различными авторами при расчетных оценках усталостной долговечности слоистых композитов при рассмотренных типах сложного программного нагружения.

Следует отметить, что в настоящее время в зарубежных и отечественных публикациях отсутствуют какие-либо четкие выводы и рекомендации о применимости рассмотренных гипотез при различных типах сложного программного нагружения, что достаточно часто приводит к получению практических результатов неприемлемой точности.

С целью повышения точности расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов при сложном программном нагружении сформированы выводы и рекомендации о применимости конкретных гипотез при рассмотренных типах сложного программного нагружения. Представлены результаты расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов, демонстрирующие обоснованность сделанных выводов и предлагаемых рекомендаций.

Сложное программное нагружение слоистых ПКМ

Предполагается, что сложное программное нагружение – это определенный набор циклических нагрузок с переменной амплитудой, иногда со случайным чередованием нагрузок различных

уровней. Подобный набор нагрузок может формироваться в специальный блок, который повторяется при испытаниях на усталость вплоть до разрушения слоистого ПКМ. Типичным примером сложного программного нагружения для элементов продольного набора крыла самолета транспортной категории является нагружение известной *стандартизированной* квазислучайной программой TWIST (Transport WIng Standard Test) [1, 2]. Известно, что эта программа применяется также при испытаниях и расчетах на усталость образцов и конструктивных элементов из слоистых ПКМ. Блок нагрузок программы может быть представлен в виде полетного квазислучайного нагружения со случайным чередованием нагрузок различных амплитуд и в виде многоступенчатого нагружения с регулярным нагружением на каждой ступени (см. табл. 1).

Таблица 1

Уровни и амплитуды циклических нагрузок воздушного этапа программы TWIST (по данным работы [2])

Table 1

Levels and amplitudes of cyclic loads of the air phase of the TWIST program (according to [2])

Уровень нагружения	Амплитуда нагружения	Количество циклов нагружения
I	$1,6\sigma_m$	1
II	$1,5\sigma_m$	2
III	$1,3\sigma_m$	5
IV	$1,15\sigma_m$	18
V	$0,99\sigma_m$	52
VI	$0,84\sigma_m$	152
VII	$0,68\sigma_m$	800
VIII	$0,53\sigma_m$	4170
IX	$0,37\sigma_m$	34800
X	$0,22\sigma_m$	358665

(σ_m – среднее напряжение воздушного этапа)

Другим примером сложного программного нагружения является *стандартизированный* спектр нагрузок WISPER (WInd SPEctrum Reference) [3], который в зарубежной практике используется при испытаниях на усталость композитных лопа-

стей роторов ветротурбин. В настоящее время для испытаний используется также укороченная версия этого спектра – спектр WISPERX [3]. На рис. 1 в качестве примера представлена последовательность нагрузок в спектре WISPERX.

Обзор гипотез накопления усталостного повреждения слоистых ПКМ

В зарубежных публикациях можно найти целый ряд гипотез, предлагаемых различными исследователями для описания процесса накопления усталостного повреждения в слоистых ПКМ (в работе [4], например, представлено 13 таких гипотез). К сожалению, для многих из представленных гипотез в настоящее время в отечественных и зарубежных публикациях отсутствуют какие-либо данные о формате и процедуре их применения при инженерных расчетах на усталость, отсутствуют также данные о достаточно серьезном экспериментальном подтверждении предлагаемых гипотез, без которого любая гипотеза не может быть признана пригодной для практического применения.

Ниже представлен краткий обзор некоторых известных гипотез, применяемых в настоящее время для оценок накопления усталостного повреждения при сложном программном нагружении слоистых ПКМ.

Гипотеза Пальмгрена–Майнера. Известно, что наиболее простой гипотезой накопления усталостного повреждения при расчетах на усталость металлических элементов различных конструкций является гипотеза линейного суммирования повреждений (гипотеза Пальмгрена–Майнера):

$$D = \sum \frac{n_i}{N_i} = 1, \quad (1)$$

где D – накопленное усталостное повреждение, при разрушении рассматриваемого элемента $D = 1$; n_i – количество циклов нагружения при уровне напряжений σ_i ; N_i – количество циклов нагружения до разрушения рассматриваемого элемента при уровне напряжений σ_i .

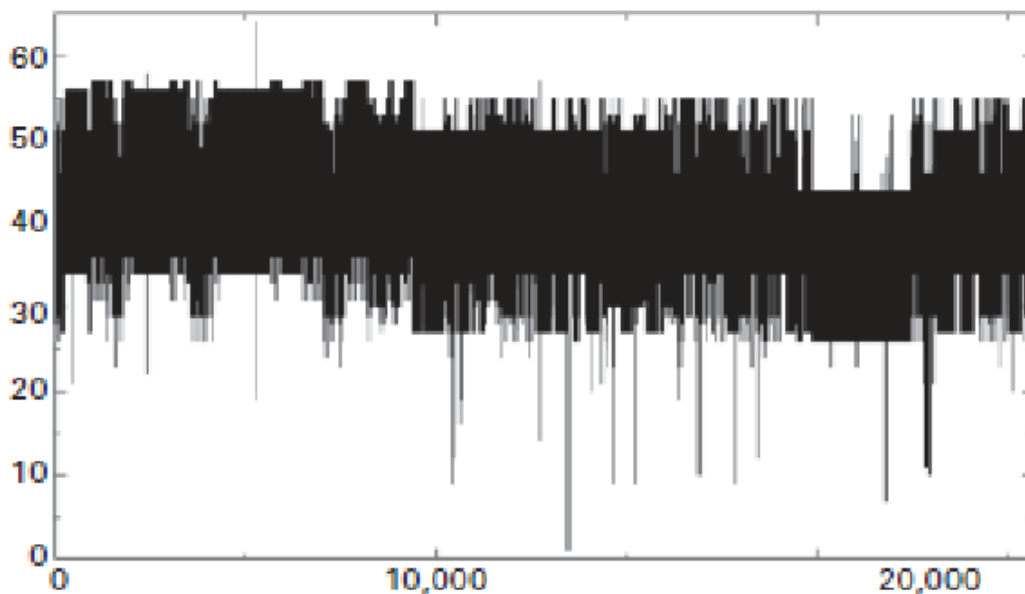


Рис. 1. Последовательность нагрузок в спектре WISPERX: по оси ординат – напряжения в МПа; по оси абсцисс – количество циклов нагружения (по данным работы [3])

Fig. 1. Load sequences in spectrum WISPERX: along the ordinate axis – stresses in MPa; along the abscissa axis – the number of loading cycles (according to [3])

Известно также, что соотношение (1) достаточно часто используется и при расчетах усталостной долговечности элементов из слоистых ПКМ. Вместе с тем, по результатам многих исследований (например, [3, 5]) можно сделать обобщенный вывод, что применение этой гипотезы при расчетах на усталость образцов и элементов из слоистых ПКМ может привести к значительным погрешностям в результатах расчета.

По этой причине в настоящее время многие исследователи склоняются к выводу, что гипотезы накопления усталостного повреждения, приемлемые при усталостном нагружении элементов из ПКМ, следует искать в рамках гипотезы *нелинейного* накопления Марко-Старки. Эта гипотеза, как известно, предусматривает возможность учета эффектов последовательности приложения различных по величине нагрузок и имеет, поэтому, достаточно хорошие перспективы для использования при оценках усталостной долговечности элементов из слоистых ПКМ.

Гипотеза Марко-Старки. Гипотеза Марко-Старки основывается на следующих положениях:

1. Кривые повреждаемости для любой по величине амплитуды симметричных напряжений могут быть описаны соотношением

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{q_i},$$

где D_i – накопленное усталостное повреждение; n_i – количество циклов нагружения при амплитуде симметричных напряжений σ_{ai} ; N_i – количество циклов нагружения до разрушения рассматриваемого элемента при той же амплитуде симметричных напряжений σ_{ai} ; q_i – показатель степени, *зависящий от уровня напряжения*.

2. Образец, нагруженный в любой последовательности симметричными напряжениями, разрушается, когда суммарная величина D достигает единицы. При этом существует специальная процедура накопления усталостного повреждения от одного уровня к другому.

Гипотеза Ханга и Хана. В работе [6] представлена гипотеза Ханга и Хана (*Hwang and Han*), с использованием которой можно предсказывать *линейный* рост накопленного повреждения в слоистых ПКМ *в зависимости от уровня напряжений и вне зависимости от истории нагружения.* Эта гипотеза во многом схожа с гипотезой Марко-Старки, но в отличие от последней не предусматривает возможность учета эффектов последовательности приложения различных по величине нагрузок.

Основные соотношения гипотезы Ханга и Хана могут быть представлены следующим образом:

$$D = \sum_{i=1}^k D_i = \sum_{i=1}^k \left[\left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} \right] = 1, \quad (2)$$

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} = \frac{E_0 - E(n_i)}{E_0 - E_f},$$

где n_i – количество циклов нагружения слоистого ПКМ при уровне напряжений σ_i ; N_i – количество циклов нагружения до разрушения слоистого ПКМ при уровне напряжений σ_i ; E_0 – модуль упругости неповрежденного материала; $E(n_i)$ – модуль упругости материала в процессе накопления усталости; E_f – модуль упругости материала в момент усталостного разрушения; c_i – параметр соотношения, значение которого *зависит от уровня напряжения.*

Гипотеза Хау и Оуэна. С целью получения закона накопления усталостного повреждения, который мог бы использоваться в практических расчетах на усталость слоистых ПКМ, Хау и Оуэном (*Howe and Owen*) в работе [7] предложена гипотеза нелинейного накопления повреждения:

$$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right], \quad (3)$$

где D – накопленное усталостное повреждение рассматриваемого элемента, при разрушении $D = 1$; n_i – количество циклов нагружения при уровне напряжений σ_i ; N_i – количество циклов нагружения до разрушения рассматриваемого

элемента при уровне напряжений σ_i ; A , B – параметры соотношения, *не зависящие от уровня напряжения.*

Значения параметров A и B могут быть определены с использованием линейного регрессионного анализа известных экспериментальных данных по усталостной долговечности образцов (элементов) из слоистых ПКМ при рассматриваемом типе сложного нагружения. Для определения значений указанных параметров должны быть использованы результаты не менее двух серий испытаний с различными параметрами сложного нагружения.

В работе [8] предложена модификация соотношения (3):

$$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^c \right], \quad (4)$$

которая содержит три параметра A и B и c , определяемых с использованием итерационной процедуры, направленной на приведение в соответствие экспериментальных данных и соотношения (4).

Специальная гипотеза накопления усталостного повреждения. В работе [9] представлена специальная гипотеза, с использованием которой можно предсказывать *нелинейный* рост накопленного повреждения в слоистых ПКМ при нагружении с использованием квазислучайной программы TWIST.

Основные положения предлагаемой гипотезы представлены ниже.

1. Предполагается, что при нагружении с использованием квазислучайной программы TWIST образцов и элементов продольного набора крыла самолета транспортной категории из слоистых ПКМ, работающих в условиях одноосного растяжения-сжатия, справедливо соотношение

$$D = \sum_{i=1}^k D_i = \sum_{i=1}^k \left[A_i \times \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} \right], \quad (5)$$

где D – накопленное усталостное повреждение рассматриваемого элемента, при разрушении

$D = 1$; D_i – накопленное усталостное повреждение на i -м уровне нагружения программы; n_i – количество циклов на i -м уровне нагружения; N_i – количество циклов до разрушения рассматриваемого элемента на i -м уровне нагружения; k – количество уровней нагружения блока нагрузок квазислучайной программы; A_i и c_i – параметры соотношения, значения которых зависят от уровня нагружения.

2. Предполагается, что значения параметров A_i и c_i должны определяться с использованием итерационной процедуры, направленной на приведение в соответствие экспериментальных данных и соотношения (5). Значения указанных параметров зависят от уровня циклического нагружения, который, прежде всего, определяется уровнем максимальных напряжений растяжения (при доминирующем растяжении) и уровнем максимальных (по модулю) напряжений сжатия (при доминирующем сжатии). Очевидно, что значения указанных параметров будут также зависеть от конструктивно-технологических особенностей рассматриваемого элемента (типа ПКМ, параметров укладки, толщины, вида концентратора напряжений).

Анализ результатов практического применения различных гипотез накопления усталостного повреждения

Многоступенчатое циклическое нагружение. Приемлемость рассмотренных гипотез накопления усталостного повреждения для данного типа сложного программного нагружения иллюстрируется на примере расчетных оценок усталостной долговечности образцов со свободным отверстием из углепластика типа AS4/3501-6 [0/±45/90]_{s4} при многоступенчатом циклическом нагружении, представленном в табл. 1. По результатам анализа данных работы [2] и результатов специально проведенного расчета можно отметить следующее.

В работе [2] приведен пример расчетной оценки усталостной долговечности рассматриваемых образцов при многоступенчатом цик-

лическом нагружении, представленном в табл. 1. Нагружение выполнялось с прогрессивным уменьшением уровня нагружения. Расчет выполнен с использованием гипотезы Ханга и Хана (2), там же проведено сравнение результатов расчета и экспериментальных данных, которое показало достаточно высокую точность расчетных оценок.

В табл. 2 представлены результаты специальной расчетной оценки усталостной долговечности тех же образцов, выполненные с использованием гипотезы Пальмгрена-Майнера (1) и гипотезы Хау и Оуэна (3). При расчете использовались следующие данные и соотношения:

1. Уравнение кривой усталости для рассматриваемых образцов при регулярном нагружении симметричным циклом (получено по результатам обработки данных работы [2]):

$$\sigma_a^{R=-1} = 351,65 - 35,397 \lg N,$$

где $\sigma_a^{R=-1}$ – амплитуда напряжений симметричного цикла; N – усталостная долговечность до начала расслаивания по краям свободных отверстий образцов.

2. По данным работы [2] определены значения пределов прочности рассматриваемых образцов при статическом растяжении и статическом сжатии: $\sigma_{UTS} = 413,7$ МПа; $\sigma_{UCS} = -344,7$ МПа.

3. В качестве диаграммы постоянной усталостной долговечности по результатам обзора и анализа данных работ [10–15] для рассматриваемого типа программного нагружения использовано *модифицированное* уравнение Харриса (*Harris*) [15]:

$$\sigma_{ai}^{R=-1} = \frac{\sigma_{ai} \cdot \sigma_{UTS}^u \cdot |\sigma_{UCS}|^v}{(\sigma_{UTS} - \sigma_{mi})^u \cdot (|\sigma_{UCS}| + \sigma_{mi})^v}.$$

4. С использованием линейного регрессионного анализа экспериментальных данных работы [2] определены значения параметров A и B соотношения (3) гипотезы Хау и Оуэна: $A = 46,72$; $B = -8665,98$.

В табл. 2 представлено также сравнение расчетных и экспериментальных данных и приведены значения относительной ошибки расчетных оценок (*REP*), которые определялись как:

$$REP(\%) = \frac{N_{\text{exp}} - N_{\text{pred}}}{N_{\text{exp}}} \times 100.$$

Таблица 2

Сравнение экспериментальных и расчетных долговечностей образцов со свободным отверстием из углепластика AS4/3501-6 при нагружении блоком нагрузок программы TWIST (без уровней нагружения IX и X, $\sigma_m = 0,325\sigma_{UCS}$)

Table 2

Comparison of the experimental and estimated fatigue lives of CFRP AS4/3501-6 samples with open hole under loading of the TWIST program (without loading levels IX and X, $\sigma_m = 0.325\sigma_{UCS}$)

Гипотеза суммирования	D_{bl}	N_{pred} , блоки	N_{exp} , блоки	<i>REP</i> , %
Гипотеза Пальмгрена-Майнера (1)	0,01274	78,5	7,33	971
Гипотеза Хау и Оуэна (3)	0,1263	7,92	7,33	8,0

По результатам, представленным в табл. 2, можно сделать вывод о неприемлемой точности расчетных оценок с использованием гипотезы Пальмгрена-Майнера и достаточно высокой точности расчета с использованием гипотезы Хау и Оуэна.

Нагружение с использованием стандартизованной квазислучайной программы TWIST. Приемлемость рассмотренных гипотез накопления усталостного повреждения для данного типа сложного программного нагружения иллюстрируется на примере расчетных оценок усталостной долговечности образцов со свободным отверстием из углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} при нагружении программой TWIST с различными уровнями усечения больших и малых нагрузок. На рис. 2 представлены следующие данные:

- результаты усталостных испытаний рассматриваемых образцов (данные работы [5]);

- результаты расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием гипотезы Пальмгрена-Майнера (1) – данные работы [5];

- результаты расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием гипотезы Хау и Оуэна (3) – данные работы [16];

- результаты расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием специальной гипотезы (5) – данные работы [16].

По результатам анализа данных, представленных на рис. 2, можно сделать следующие выводы.

1. Результаты расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием гипотезы Пальмгрена-Майнера показали неприемлемую точность расчетов (разница между результатами расчетов и экспериментальными данными может составлять более 300%).

2. Результаты расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием гипотезы Хау и Оуэна (3) показали достаточно высокую точность расчетов.

3. Результаты расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием специальной гипотезы (5) показали наивысшую точность расчетов.

Нагружение стандартизованным спектром нагрузок WISPER. Приемлемость рассмотренных гипотез накопления усталостного повреждения для данного типа сложного программного нагружения иллюстрируется на примере расчетных оценок усталостной долговечности образцов из стеклопластика MD2 R0400 [±45/0]_{4/±45}_T. На рис. 3 представлено сравнение расчетных и экспериментальных данных по усталостной долговечности рассматриваемых образцов (данные работы [3]). Расчетные оценки получены с использованием гипотезы Пальмгрена-Майнера (1) и показали неприемлемую точность расчетов.

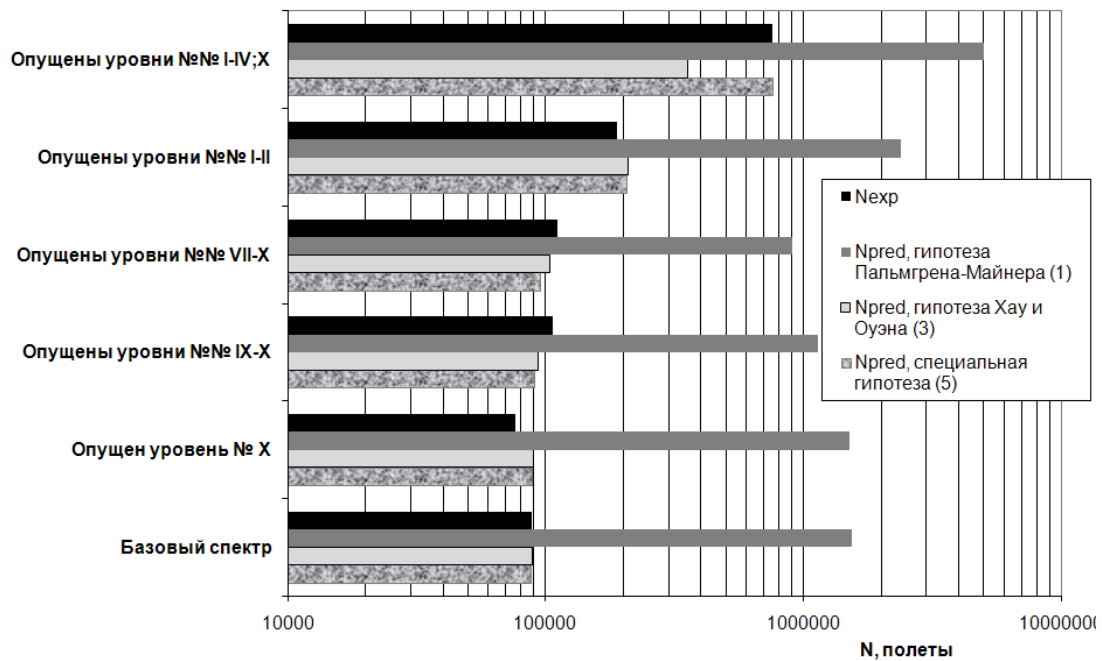


Рис. 2. Сравнение экспериментальных и расчетных усталостных долговечностей образцов со свободным отверстием из углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} при нагружении программой TWIST с различными уровнями усечения больших и малых нагрузок

Fig. 2. Comparison of the experimental and estimated fatigue lives of CFRP T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} samples with open hole under loading of the TWIST program with different levels of truncation of large and small loads

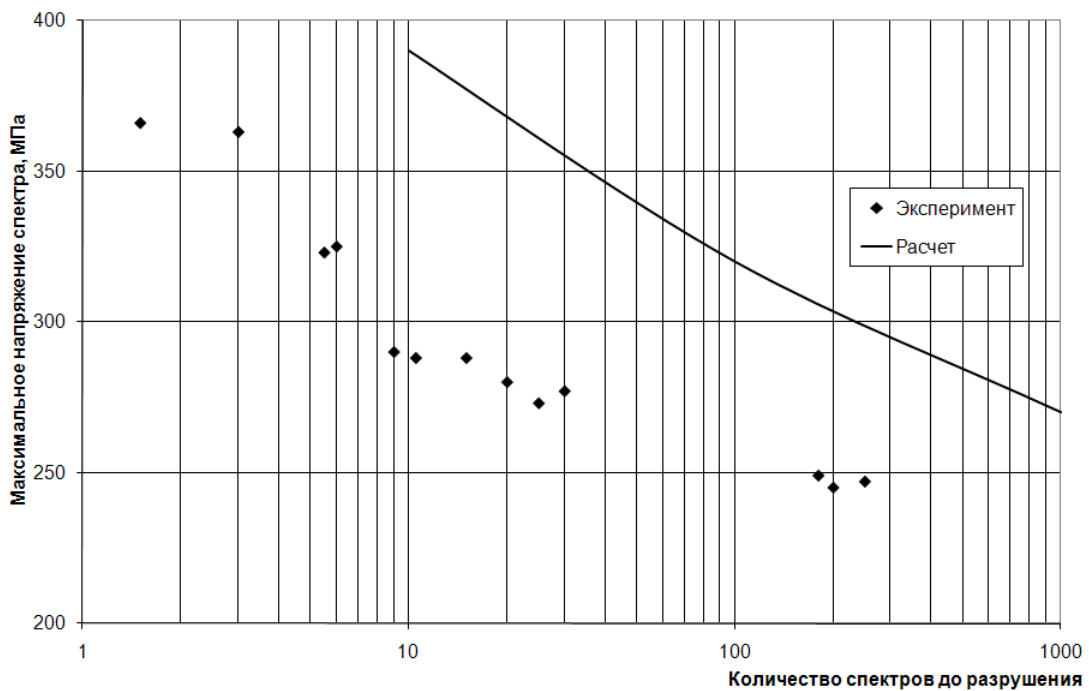


Рис. 3. Сравнение расчетных и экспериментальных данных по усталостной долговечности образцов из стеклопластика MD2 R0400 [±45/0]_{4/±45}_T при нагружении спектром WISPERX (данные работы [3])

Fig. 3. A comparison of the obtained values of fatigue lives predictions and experimental data of specimens from GRP MD2 R0400 [±45/0]_{4/±45}_T under loading by the WISPERX spectrum (data from [3] were used)

Таблица 3

Точность расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов при использовании различных гипотез накопления усталостного повреждения

Table 3

The accuracy of fatigue life estimates of layered composites using various fatigue damage accumulation rules

Тип сложного программного нагружения	Гипотеза	Основное соотношение гипотезы	Точность расчетных оценок
Многоступенчатое нагружение (см. табл. 1)	Гипотеза Пальмгрена-Майнера	$D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1$	Неприемлемая (см. табл. 2)
	Гипотеза Ханга и Хана [6]	$D = \sum_{i=1}^k D_i = \sum_{i=1}^k \left[\left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} \right] = 1 \quad (2)$	Высокая (по данным работы [2])
	Гипотеза Хау и Оуэна [7]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right] = 1 \quad (3)$	Высокая (см. табл. 2)
Программа TWIST	Гипотеза Пальмгрена-Майнера	$D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1$	Неприемлемая (см. рис. 2)
	Гипотеза Хау и Оуэна [7]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right] = 1 \quad (3)$	Высокая (см. рис. 2)
	Специальная гипотеза [9]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A_i \times \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} \right] = 1 \quad (5)$	Высокая (см. рис. 2)
Спектр WISPERX	Гипотеза Пальмгрена-Майнера	$D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1$	Неприемлемая (см. рис.3)
	Модификация гипотезы Хау и Оуэна [8]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^c \right] = 1 \quad (4)$	Высокая (по данным работы [3])

В работе [3] представлены данные об удовлетворительной точности результатов расчетных оценок усталостной долговечности рассматриваемых образцов с использованием модификации гипотезы Хау и Оуэна (4).

Обсуждение результатов

В табл. 3 представлены результаты оценки точности расчетов усталостной долговечности образцов из слоистых ПКМ при различных типах сложного программного нагружения и практическом применении различных гипотез накопления усталостного повреждения.

По результатам анализа данных табл. 3 можно сделать следующие выводы.

1. Следует признать неприемлемость использования гипотезы Пальмгрена-Майнера при расчетных оценках усталостной долговечности слоистых ПКМ для всех рассмотренных типах сложного программного нагружения.

2. Несмотря на частые ссылки на гипотезу Марко-Старки, в отечественных и зарубежных публикациях нет примеров практического использования этой гипотезы при расчетах усталостной долговечности слоистых ПКМ при сложном программном нагружении.

Таблица 4

Гипотезы накопления усталостного повреждения, рекомендуемые к применению при выполнении расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов при сложном программном нагружении

Table 4

Fatigue damage accumulation rules recommended for use when performing the fatigue life estimates of layered composites under complex program loading

Тип сложного программного нагружения	Гипотеза	Основное соотношение гипотезы
Многоступенчатое нагружение (см. рис. 1)	Гипотеза Ханга и Хана [6]	$D = \sum_{i=1}^k D_i = \sum_{i=1}^k \left[\left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} \right] = 1 \quad (2)$
	Гипотеза Хау и Оуэна [7]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right] = 1 \quad (3)$
Программа TWIST	Гипотеза Хау и Оуэна [7]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right] = 1 \quad (3)$
	Специальная гипотеза [9]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A_i \times \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{c_i} \right] = 1 \quad (5)$
Спектр WISPERX	Модификация гипотезы Хау и Оуэна [8]	$D = \sum_{i=1}^k \left[A \left(\frac{n_i}{N_i} \right) + B \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^c \right] = 1 \quad (4)$

3. Для каждого рассмотренного типа сложного программного нагружения можно дать определенные рекомендации по выбору гипотез, с использованием которых возможно получение достаточно точных результатов расчетных оценок усталостной долговечности слоистых ПКМ. Подобные рекомендации представлены в табл. 4.

Выводы

Рассмотрены три типа сложного программного циклического нагружения, наиболее часто применяемые при усталостных испытаниях образцов из слоистых ПКМ. Отмечено, что при расчетах усталостной долговечности слоистых ПКМ при подобном нагружении выбор гипотезы накопления усталостного повреждения является одним из основных факторов, определяющих точность расчетных оценок.

Представлен обзор и краткий анализ пяти различных гипотез накопления усталостного повреждения, применяемых различными авторами при расчетных оценках усталостной долговечности слоистых ПКМ при рассмотренных типах циклического нагружения.

Выполнен анализ результатов практического применения различных гипотез накопления усталостного повреждения при выполнении расчетных оценок.

С целью повышения точности расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов при сложном программном нагружении сделаны выводы и рекомендации по применению различных гипотез при конкретном типе сложного нагружения.

Представлены результаты расчетных оценок усталостной долговечности слоистых композитов, демонстрирующие обоснованность сделанных выводов и предлагаемых рекомендаций.



СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **De Jonge J.B., Schutz D., Lowak H., Schijve J.** A standardized load sequence for flight simulation tests on transport aircraft wing structures, LBF Bericht FB-106 (NLR 73029U), 1973.
- [2] **Han H.T., Choi S.W.** The Effect of Loading Parameters on Fatigue of Composite Laminates: Part V., Report DOT/FAA/AR-01/24 (2001).
- [3] **Vassilopoulos A.P.** Fatigue life prediction of composite materials under realistic loading conditions (variable amplitude loading), Fatigue life prediction of composites and composite structures, Ed. by Anastasios P. Vassilopoulos. Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2010.
- [4] **Xiong J.J., Sheno R.A.** Two New Practical Models for Estimating Reliability-Based Fatigue Strength of Composites // Journal of Composite Materials. 2004. No. 38. P. 1187–1209.
- [5] **Phillips E.P.** Effects of Truncation of a Predominantly Compression Load Spectrum on the Life of a Notched Graphite/Epoxy Laminate, Fatigue of Fibrous Composite Materials, ASTM STP 723, K.N. Lauraitis, ed., ASTM. 1981. P. 197–212.
- [6] **Hwang W., Han K.S.** Cumulative Damage Models and Multi-Stress Fatigue Life Prediction // Journal of Composite Materials. 1986. No. 20. P. 125–153.
- [7] **Howe R.J., Owen M.J.** Accumulation of damage in glass-reinforced plastic under tensile and fatigue loading // Proceedings of the Eighth International Reinforced Plastics Congress (British Plastic Federation, London), 1972. P. 137–148.
- [8] **Bond I.P.** Fatigue life prediction for GRP subjected to variable amplitude fatigue // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 1999. No. 30(8). P. 961–970.
- [9] **Strizhius V.** Fatigue damage accumulation under quasi-random loading of composite airframe elements // Mechanics of Composite Materials. 2016. No. 52(4). P. 645–664.
- [10] **Kawai M., Itoh N.** A failure-mode based anisomorphic constant life diagram for a unidirectional carbon/epoxy laminate under off-axis fatigue loading at room temperature // Journal of Composite Materials. 2014. No. 48. P. 571–592.
- [11] **Kawai M., Yano K.** Anisomorphic constant fatigue life diagrams of constant probability of failure and prediction of P–S–N curves for unidirectional carbon/epoxy laminates // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2016. No. 83. P. 323–334.
- [12] **Kawai M., Yano K.** Probabilistic anisomorphic constant fatigue life diagram approach for prediction of P–S–N curves for woven carbon/epoxy laminates at any stress ratio // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2016. No. 80. P. 244–258.
- [13] **Broer A.A.R.** Fatigue life prediction of carbon fibre-reinforced epoxy laminates using a single S–N curve, Master of Science Thesis, Delft University of Technology, 2018.
- [14] **Buimovich Y., Elmalich D.** Examination of the KAWAI CLD Method for Fatigue Life Prediction of Composites // 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, ICAF 2019, Krakow, Poland, June 2–7 2019, Proceedings, Krakow, 2019.
- [15] **Стрижиус В.Е.** Особенности диаграмм постоянной усталостной долговечности слоистых композитов // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 3. С. 118–130. DOI: 10.18721/JEST.25309
- [16] **Strizhius V.** Fatigue life prediction of CFRP laminate under quasi-random loading // 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, ICAF 2019, Krakow, Poland, June 2–7 2019, Proceedings, Krakow, 2019.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

СТРИЖИУС Виталий Ефимович — доктор технических наук профессор Национального исследовательского университета «МАИ»
E-mail: vitaly.strizhius@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 28.11.2019

REFERENCES

- [1] **J. B. de Jonge, D. Schutz, H. Lowak, J. Schijve,** A standardized load sequence for flight simulation tests on transport aircraft wing structures, LBF Bericht FB-106 (NLR 73029U), 1973.

- [2] **H.T. Han, S.W. Choi**, The Effect of Loading Parameters on Fatigue of Composite Laminates: Part V., Report DOT/FAA/AR-01/24 (2001).
- [3] **A.P. Vassilopoulos**, Fatigue life prediction of composite materials under realistic loading conditions (variable amplitude loading), Fatigue life prediction of composites and composite structures, Ed. by Anastasios P. Vassilopoulos. Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2010.
- [4] **J.J. Xiong, R.A. Shenoi**, Two New Practical Models for Estimating Reliability-Based Fatigue Strength of Composites, Journal of Composite Materials, 38 (2004) 1187–1209.
- [5] **E.P. Phillips**, Effects of Truncation of a Predominantly Compression Load Spectrum on the Life of a Notched Graphite/Epoxy Laminate, Fatigue of Fibrous Composite Materials, ASTM STP 723, K.N. Lauraitis, ed., ASTM, (1981) 197–212.
- [6] **W. Hwang, K.S. Han**, Cumulative Damage Models and Multi-Stress Fatigue Life Prediction, Journal of Composite Materials, 20 (1986) 125–153.
- [7] **R.J. Howe, M.J. Owen**, Accumulation of damage in glass-reinforced plastic under tensile and fatigue loading, Proceedings of the Eighth International Reinforced Plastics Congress (British Plastic Federation, London), (1972) 137–148.
- [8] **I.P. Bond**, Fatigue life prediction for GRP subjected to variable amplitude fatigue, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 30 (8) (1999) 961–970.
- [9] **V. Strizhius**, Fatigue damage accumulation under quasi-random loading of composite airframe elements, Mechanics of Composite Materials, 52 (4) (2016) 645–664.
- [10] **M. Kawai, N. Itoh**, A failure-mode based anisomorphic constant life diagram for a unidirectional carbon/epoxy laminate under off-axis fatigue loading at room temperature, Journal of Composite Materials, 48 (2014) 571–592.
- [11] **M. Kawai, K. Yano**, Anisomorphic constant fatigue life diagrams of constant probability of failure and prediction of P–S–N curves for unidirectional carbon/epoxy laminates, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 83 (2016) 323–334.
- [12] **M. Kawai, K. Yano**, Probabilistic anisomorphic constant fatigue life diagram approach for prediction of P–S–N curves for woven carbon/epoxy laminates at any stress ratio, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 80 (2016) 244–258.
- [13] **A.A.R. Broer**, Fatigue life prediction of carbon fibre-reinforced epoxy laminates using a single S-N curve, Master of Science Thesis, Delft University of Technology, 2018.
- [14] **Y. Buimovich, D. Elmalich**, Examination of the KAWAI CLD Method for Fatigue Life Prediction of Composites, 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, ICAF 2019, Krakow, Poland, June 2–7 2019, Proceedings, Krakow, 2019.
- [15] **V.E. Strizhius**, Constant-life diagrams of layered composites, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (03) (2019) 120–132. DOI: 10.18721/JEST.25309
- [16] **V. Strizhius**, Fatigue life prediction of CFRP laminate under quasi-random loading, 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, ICAF 2019, Krakow, Poland, June 2–7 2019, Proceedings, Krakow, 2019.

THE AUTHOR

STRIZHIUS Vitalii E. — *National Research University «Moscow Aviation Institute»*
E-mail: vitaly.strizhius@gmail.com

Received: 28.11.2019



DOI: 10.18721/JEST.25407
УДК 669.018

С.А. Вологжанина¹, А.Ф. Иголкин¹, А. Петкова²

1 – Университет ИТМО. Санкт-Петербург, Россия
2 – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР И ДЕФОРМАЦИЙ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12X18H10T

Метастабильные аустенитные стали широко применяются в низкотемпературной технике. В ходе эксплуатации деталей оборудования при низких температурах возможно воздействие как статических, так и динамических нагрузок. Известно, что при совместном влиянии температурного и деформационного факторов в метастабильных аустенитных сталях возможно протекание мартенситных превращений, которые, с одной стороны, могут приводить к упрочнению материала, однако, с другой – являться причиной охрупчивания материала деталей низкотемпературного оборудования. Были проведены испытания по оценке характеристик прочности и пластичности после испытаний гладких образцов на статическое растяжение в интервале температур от 20 до -196 °С, а также исследования по оценке ударной вязкости после испытаний на ударный изгиб в широком температурном диапазоне. После испытаний определяли долю мартенситной составляющей в поверхностной зоне разрушенного образца. Сделаны выводы о влиянии скорости деформирования при низких температурах на фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях. Выявлена зависимость величины деформированного объема и параметров, характеризующих процесс фазовых превращений на стадиях достаточно развитой пластической деформации от температуры.

Ключевые слова: метастабильная аустенитная сталь 12X18H10T, скорость деформации, механические свойства, фазовые превращения, испытания на статическое растяжение, испытания на ударный изгиб, низкие температуры

Ссылка при цитировании:

Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Петкова А. Исследование влияния низких температур и деформаций на свойства аустенитной стали 12X18H10T // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 83–93. DOI: 10.18721/JEST.25407

Эта статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

S.A. Vologjanina¹, A.F. Igolkin¹, A. Petkova²

1 – ITMO University, St. Petersburg, Russia
2 – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

STUDY OF EFFECT OF LOW TEMPERATURE AND DEFORMATION ON PROPERTIES OF AUSTENITIC STEEL 12KH18N10T

The paper presents the results of studies of the combined effect of strain rate and low temperatures on the flow of martensitic transformations in steel 12X18H10T after heat treatment in an austenitized state. Metastable austenitic steels are widely used in low-temperature equipment, including for manufacturing of gas carrier tanks. Operation of components at low temperatures may impact both static and dynamic loads. It is known that the combined effect of temperature and deformation factors in metastable austenitic steels may result in martensitic transformations, which, on the one hand, can lead to hardening of the material but cause

embrittlement of the material of low-temperature equipment parts on the other hand. The steel was smelted in an open way in an induction steelmaking capacity of 150 kg, poured into iron molds with a capacity of 50 kg. The obtained ingots were forged into square and round billets. The temperature for forging was 1050–1250 °C. Further, the billets were subjected to thermal treatment: austenitization under 1050–1100 °C and cooling in water. After heat treatment, samples were made from forgings for mechanical tests and subsequent additional metallographic and X-ray studies. Tests were carried out to assess the strength and ductility characteristics after testing of smooth samples for static tension in the temperature range from 20 to -196 °C in accordance with GOST 11150–75, as well as studies to assess the impact viscosity after impact bending tests in a wide temperature range (GOST 9454–78). After the tests, the share of martensitic component in the surface area of the destroyed sample was determined. Conclusions are made about the influence of the deformation rate on the phase transformations in metastable austenitic steels at low temperatures. We have established the dependence of deformed volume and the parameters characterizing the process of phase transformations at the stages of sufficiently developed plastic deformation on temperature.

Keywords: metastable austenitic steel 12X18H10T, strain rate, mechanical properties, phase transformations, static tensile tests, impact bending tests, low temperatures

Citation:

S.A. Vologjanina, A.F. Igolkin, A. Petkova, Study of effect of low temperature and deformation on properties of austenitic steel 12KH18N10T, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 83–93. DOI: 10.18721/JEST.25407

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. В настоящее время крайне мало технических средств, способных круглогодично работать на континентальном шельфе в сложных климатических условиях Российской Арктики. Это касается как средств добычи нефти и газа, так и средств транспортировки углеводородного сырья. В особенности это актуально для судов, предназначенных для транспортирования сжиженного природного газа (СПГ). Например, доставка сжиженного природного газа с полуострова Ямал затруднена сложными климатическими и ледовыми условиями как в местах отгрузки, так и на трассах плавания [1].

Непрерывное возрастание потребности в энергии и сохранении запасов твердого и жидкого топлива требует постоянного увеличения добычи природного и попутного продукта добычи нефти – нефтяного газа. Природный газ широко применяется как высококалорийное энергетическое сырье, являясь в то же время высококачественным продуктом для химической промышленности. Запасы его почти в 2 раза превышают запасы нефтяных газов, бла-

годаря чему он играет существенную роль в мировом энергетическом балансе. Сейчас представляют интерес российские СПГ-проекты такие как «Сахалин-2», «Ямал СПГ», «Арктик СПГ», Штокмановский проект, Балтийский СПГ, Владивосток СПГ, регазификационный терминал СПГ в Калининградской области и др. Из-за значительной удаленности мест добычи от мест переработки значительна роль средств доставки его потребителю, в частности, морским транспортом в сжиженном состоянии [2]. С учетом сложных условий эксплуатации материалов для танков судов-газовозов, необходимо проведение исследований по оценке свойств применяемых материалов при динамическом нагружении [3]. При таком виде нагружения характер разрушения (хрупкий или вязкий) материала может быть обусловлен принципиально разными причинами*. Первая причина связана с чисто физи-

* Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов О.И. Материалы для низких и криогенных температур: Энциклопедический справочник. СПб.: Химиздат, 2008. 768 с.

ческими факторами, вторая обусловлена механическими. В одних случаях хрупкое или вязкое разрушение может проходить при неизменном напряженном состоянии только вследствие изменения свойств самого материала. В других случаях разрушение может происходить при неизменных свойствах материала только вследствие изменения напряженного состояния. Понимание природы охрупчивания различных материалов может помочь более рационально выбирать методы оценки склонности материала к хрупкому разрушению [4–10].

Цель настоящей работы – оценить влияние концентрации напряжений в условиях низких температур на свойства и фазовые превращения в стали 12X18H10T.

Материалы и методы исследования

Для исследования была выбрана хладостойкая сталь аустенитного класса 12X18H10T, наиболее часто применяемая для изготовления танков судов-газовозов и рекомендованная к применению в соответствии с ПБ 03-576–03 «Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением» и ISO 21028-1: 2016 Cryogenicvessels. Toughness requirements for materials at cryogenic temperature. Part 1: Temperatures below -80 degrees C. Сосуды криогенные. Требования к вязкости материалов при криогенной температуре. Часть 1. Температуры ниже 80 градусов С.

Химический состав исследуемой стали 12X18H10T приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 12X18H10T

Table 1

The chemical composition of steel 12X18H10T

№ пп	Марка стали	Содержание элемента, мас. %							
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
1	12X18H10T	0,11	1,3	0,65	0,035	0,020	18,9	10,2	0,30

Сталь была выплавлена открытым способом в индукционной сталеплавильной печи с основным магнезитовым тиглем емкостью 150 кг. Сталь разливали в чугунные изложницы емкостью 50 кг. Слитки после зачистки и обдирки проковывали на квадратные 30×30 и 25×25 мм, а также на круглые заготовки диаметром 20 мм. Для хромоникелевой стали температураковки составляли 1050–1250 °С. Далее заготовки подвергали термической обработке по следующим режимам: – для стали 12X18H10T проводили аустенитизацию с 1050–1100 °С с охлаждением в воде.

После термической обработки из поковок изготавливали образцы для механических испытаний и последующих дополнительных металлографических и рентгеноструктурных исследований.

При определении механических характеристик на статическое одноосное растяжение применяли цилиндрические образцы по ГОСТ 11150–75 «Металлы. Методы испытания на растяжение при пониженных температурах» и образцы с кольцевым надрезом. Испытания проводили на разрывной машине Р-20.

Для определения характеристик вязкости сталей при динамическом изгибе использовали образцы по ГОСТ 9454–78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах», а также образцы сечением 10×10, 20×20, 30×30 мм с различными концентраторами напряжений. Образцы фрезеровались из поковок квадратного сечения. Надрез выполняли дисковой фрезой толщиной 2 мм с радиусом вершины зубьев $r = 0,25$ мм и углом профиля 30°. Инициирование усталостной трещины на образцах выполняли на резонансном вибраторе.

Анализ условий работы танков судов-газовозов показал, что материал танка работает в сложных условиях. Кроме низкой температуры имеют место и другие факторы, способствующие охрупчиванию материала танка:

динамическая нагрузка, сложное напряженное состояние, наличие концентраторов напряжений и др. [11–13].

В связи с этим, для оценки возможного применения материала для изготовления из него танка, кроме традиционные испытаний на статическое растяжение при температурах 20, –100, –196 °С и динамический изгиб при 20, –50, –100, –196 °С, проводились испытания образцов с надрезом, с трещиной, исследовалось влияние масштабного фактора.

В соответствии с требованиями ISO 21028-1: 2016 «Cryogenic vessels. Toughness requirements for materials at cryogenic temperature. Part 1: Temperatures below –80 degrees C. Сосуды криогенные. Требования к вязкости материалов при криогенной температуре. Часть 1. Температуры ниже 80 градусов С» для сталей ферритного и аустенитного классов величина ударной вязкости KCV \geq 48 Дж/см² при температуре –196 °С.

Документ ПБ 03-576-03 «Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением» регламентирует значения ударной вязкости при температурах ниже –20 °С:

– для сталей аустенитного класса KCV \geq 50 Дж/см².

Фазовый анализ образцов выполняли рентгеновским и магнитным методами. Для проведения фазового анализа магнитным методом применяли прибор ФА-1М, позволяющий определять суммарное количество δ -феррита и α -мартенсита. Рентгено съемку производили на рентгеновской установке типа УРС-50ИМ. Разница в количественной оценке α -фазы магнитным и рентгеновским методом достигала 5–10 %. Причина, по нашему мнению, заключается в том, что рентгеновский анализ дает качественное соотношение фаз в локальной зоне, незначительной по площади и малой по глубине. Измерение магнитным методом позволяет измерять α -фазу усреднением по объему.

Анализ изломов исследованных сталей. Анализ изломов посвящено достаточное количе-

ство работ. Из многих причин, вызывающих столь пристальное внимание к изломам, выделили следующие [14]:

- а) излом характеризует вид разрушения – вязкое либо хрупкое;
- б) в строении излома находят отражение все стадии процесса разрушения;
- в) характер излома можно использовать для оценки вязкости разрушения.

Фрактографические исследования исследованных сталей, разрушенных при разных температурах, позволяют оценивать действие температурного, масштабного, концентрационного и скоростного фактора на характер разрушения. Части образцов после разрушения промывали в спирте, высушивали и подвергали исследованию.

Результаты и их обсуждение

Влияние низких температур на характеристики прочности и пластичности исследованных сталей. Значения характеристик прочности и пластичности после испытаний гладких образцов на статическое растяжение в интервале температур от 20 до –196 °С представлены в табл. 2.

Таблица 2

Характеристики механических свойств исследованных сталей после испытаний на растяжение

Table 2

Characteristics of the mechanical properties of the studied steels after tensile tests

Температура испытания, °С	12X18H10T			
	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	МПа		%	
–196	1420	460	43	55
–150	1306	410	46	59
–100	1148	382	48	62
–50	862	320	52	66
0	750	284	56	70
20	658	248	58	72

Как следует из данных таблицы, при понижении температуры испытания значения временного сопротивления σ_b и предела текучести $\sigma_{0,2}$ повышаются, а величины относительного удлинения δ и относительного сужения ψ — снижаются.

Влияние скорости деформации и температуры испытания на мартенситные превращения в аустенитной стали 12X18H10T. В процессе эксплуатации ряда конструкционных материалов при температурах глубокого холода, особенно в условиях ударного нагружения, возможно протекание фазовых превращений, приводящих, в свою очередь, к резкому изменению свойств [8, 14–20].

Влияние скорости деформации на протекание мартенситных превращений изучали на стали 12X18H10T в аустенитизированном состоянии (после закалки). Деформацию осуществляли одноосным растяжением со скоростями $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ при температурах испытания 20, -100 , -196 °С.

Было установлено, что охлаждение до температур -196 °С не вызывает образования

мартенситных фаз. Однако деформация при низких температурах приводит к превращению аустенита в мартенсит.

В стали при температуре испытания -100 °С на начальных стадиях деформации образуется до 25 % ϵ -мартенсита, количество которого в процессе деформации уменьшается (рис. 1).

Вероятно, ϵ -мартенсит в ходе последующего деформирования превращается в α -мартенсит.

Деформация стали 12X18H10T при -196 °С вызывает образование только α -мартенсита (рис. 2). Вполне возможно, что ϵ -мартенсит и образуется, но в количествах, лежащих за пределами разрешающей способности данного метода, либо же процесс $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращений протекает без фиксации промежуточной ϵ -фазы.

Следовательно, увеличение скорости деформации стали 12X18H10T в интервале от $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ приводит к уменьшению количества образующихся α - и ϵ -фаз мартенсита.

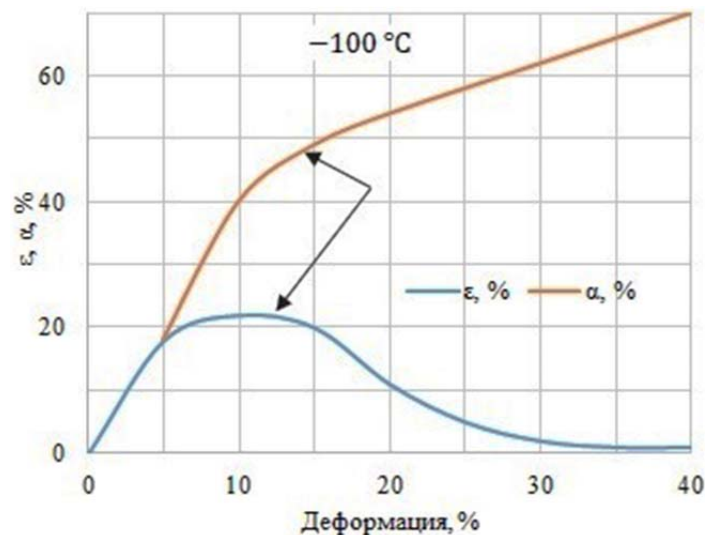


Рис. 1. Влияние температурной деформации (при -100 °С) на мартенситное превращение в стали 12X18H10T

Fig. 1. The effect of temperature deformation (at -100 °С) on the martensitic transformation in 12X18H10T steel

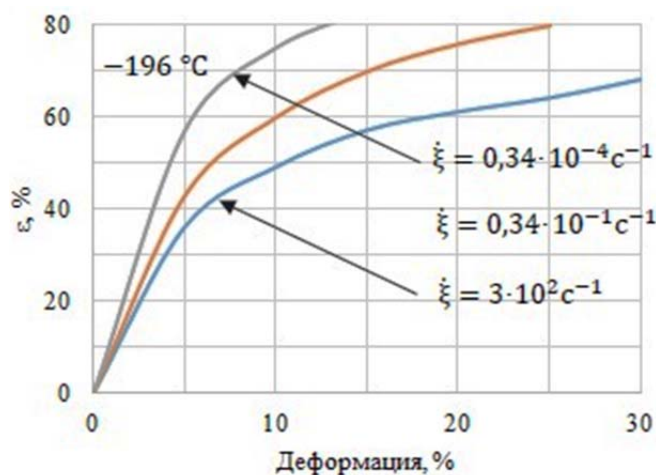


Рис. 2. Влияние скорости деформации на мартенситное превращение в стали 12Х18Н10Т при температуре испытания $-196 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 2. The effect of the strain rate on the martensitic transformation in 12X18H10T steel at a test temperature of $-196 \text{ }^\circ\text{C}$

При увеличении скорости деформации метастабильных аустенитных сталей уменьшение количества α - и ϵ -фаз мартенсита может быть связано с разогревом образцов. Разогрев поверхности образцов может превышать $100 \text{ }^\circ\text{C}$. Показано, что при высокоскоростной деформации возникают весьма высокие температуры на плоскостях сдвига. Эти области высоких температур локализованы в тонких слоях сдвига и распространение тепла на соседние области происходит в течение длительного времени. Таким образом, можно предположить, что снижение количества α - и ϵ -фаз мартенсита при увеличении скорости деформации вызвано повышением температуры образцов, которые разогреваются за счет тепла, выделяемого при деформации.

Проведение испытаний на ударный изгиб с последующей оценкой доли мартенситной составляющей подтвердили такое предположение. Было обнаружено, что при ударном нагружении в области низких температурах сталь 12X18H10T ведет себя более пластично, чем при статическом.

Как показали испытания, скорость деформирования влияет на фазовые превращения в

метастабильных аустенитных сталях. Высокая скорость деформации (при ударном нагружении) препятствует или полностью подавляет фазовые превращения.

Вместе с тем, несмотря на вязкий характер разрушения, в изломах образцов рентгено-спектральным анализом обнаружено большое количество α -фазы. Вероятно, это может быть связано с тем, что вследствие высокой скорости деформации $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращение возможно не только в процессе пластической деформации (при этом материал обнаруживает повышенную пластичность), но даже после разрушения образцов. Кроме того, на характер динамического разрушения аустенитных сталей существенное влияние оказывает локальный разогрев материала в пластически деформированной зоне [8, 15, 17, 20].

Очевидно, наибольшее влияние температуры должно оказывать на величину деформированного объема и параметры, характеризующие процесс на стадиях достаточно развитой пластической деформации – работу распространения трещины и результирующий прогиб.

Действительно, эти величины принимают более высокие значения при динамическом



изгибе, чем при статическом. Поэтому, несмотря на динамическое приложение нагрузки, обычно повышающее склонность материала к хрупкому разрушению, ударные испытания для стали 12Х18Н10Т оказались менее опасными, чем статические.

Влияние надрезов на прочность и пластичность исследованных сталей при низких температурах. Для оценки конструктивной прочности металлов при одноосном статическом растяжении широкое применение получили цилиндрические образцы с кольцевым надрезом [3–5, 8]. Влияние концентраторов напряжений на механические свойства металлов при низких температурах определяли на образцах с глубоким надрезом. Это вызвано тем, что характер напряженного состояния [3, 4] связан с глубиной надреза. Глубокий надрез затрудняет развитие пластической деформации, начинающейся у его вершины, так как доля касательных напряжений резко убывает от надреза к центру образца.

Влияние острого глубокого надреза проявляется для всех сталей, независимо от уровня их прочности, типа кристаллической решетки, вязкости и пластичности.

В исследовательской практике для испытания на статическое растяжение в качестве критериев конструктивной прочности применяют следующие коэффициенты чувствительности α , α' и β к концентраторам напряжений:

– $\alpha = \sigma_b^H / \sigma_b$, где σ_b^H – величина временного сопротивления для образца с надрезом; σ_b – значение временного сопротивления для образца без надреза;

– $\alpha' = \sigma_b^H / \sigma_{0,2}$, где σ_b^H – величина временного сопротивления для образца с надрезом; $\sigma_{0,2}$ – значение предела текучести для образца без надреза;

– $\beta = \psi^H / \psi$, где ψ^H – величина относительного сужения для образца с надрезом; ψ – значение относительного сужения для образца без надреза.

В табл. 3 приведены значения коэффициентов α , α' и β для исследованных сталей.

Как видно из данных табл. 3, найденные коэффициенты дают недостаточную информацию о работоспособности сталей при низких температурах. Например, коэффициент α позволяет, с одной стороны, сопоставить исследованные материалы по сопротивлению пластической деформации в надрезе. Чем больше возрастают характеристики прочности (особенно при низких температурах), тем менее пластичен материал. Но, с другой стороны, коэффициент чувствительности к концентраторам напряжений $\alpha = \sigma_b^H / \sigma_b$ характеризует лишь изменение средней величины напряжения разрушения при наличии концентрации напряжений независимо от того, в какой стадии деформации это разрушение начинается.

Таблица 3

Изменение коэффициентов чувствительности α , α' и β к концентраторам напряжений в зависимости от температуры испытания

Table 3

Change in sensitivity coefficients α , α' and β to stress concentrators depending on the test temperature

Марка стали	Диаметр образца, мм	$\alpha = \sigma_b^H / \sigma_b$		$\alpha' = \sigma_b^H / \sigma_{0,2}$		$\beta = \psi^H / \psi$	
		20 °С	–196 °С	20 °С	–196 °С	20 °С	–196 °С
12Х18Н10Т	6	1,26	1,30	3,00	2,98	0,59	0,29
	10	1,18	1,23	2,6	2,69	0,54	0,27

Коэффициент α' дает более объективную информацию о работоспособности материала при наличии концентраторов напряжений, так как он отвечает на два вопроса: 1) не приводит ли концентрация напряжений к разрушению при напряжении ниже расчетного и, если приводит, то: 2) каков допустимый запас прочности в случае превышения расчетных напряжений вследствие возможных эксплуатационных нагрузок.

Прежде чем перейти к анализу полученных значений α' , необходимо отметить, что при наличии концентратора напряжений (острый надрез или трещина) предел текучести надрезанного образца у пластичной стали, независимо от температуры испытания, должен быть близким к значениям предела текучести для гладких образцов. В этом случае напряжение, соответствующее упругой деформации, не изменяет своей величины независимо от того, зарождается ли трещина впервые в материале при деформации, или она уже имелась в материале до начала деформации. Переход материала из области вязкого разрушения в хрупкое будет сопровождаться падением временного сопротивления и отношение $\sigma_B^H / \sigma_{0,2}^H$ будет уменьшаться. Следовательно, падение прочности должно предопределять начало хрупкого разрушения. К недостаткам критерия α' надо отнести то, что при разрушении мы не получаем никакой информации о характере разрушения, то есть неизвестно, была ли при этом заметная пластическая деформация или разрушение произошло в упругой области.

Коэффициент β характеризует степень влияния надреза на понижение пластичности стали как при нормальных, так и при низких температурах. Однако, без анализа численных значений ψ^H нельзя лишь по значениям β судить о надежности стали.

Для более полной оценки работоспособности сталей с учетом температуры эксплуатации представляется использование следующих ко-

эффициентов чувствительности к концентрации напряжений, предложенных в работе [4]:

1) $K_1^t = \sigma_B^H / \sigma_B^{20}$, где σ_B^H – значение временного сопротивления образца с надрезом, определенное при температуре эксплуатации; σ_B^{20} – значение временного сопротивления гладкого образца, определенное при комнатной температуре;

2) $K_2^t = \sigma_B^H / \sigma_{0,2}^{20}$, где σ_B^H – значение временного сопротивления образца с надрезом, определенное при температуре эксплуатации; $\sigma_{0,2}^{20}$ – значение предела текучести гладкого образца, определенное при комнатной температуре;

3) $K_3^t = \sigma_{0,2}^H / \sigma_{0,2}^{20}$, где $\sigma_{0,2}^H$ – значение предела текучести образца с надрезом, определенное при температуре эксплуатации; $\sigma_{0,2}^{20}$ – значение предела текучести гладкого образца, определенное при комнатной температуре.

Значения коэффициентов K_1^t , K_2^t , K_3^t приведены в табл. 4.

Таблица 4

Изменение коэффициента чувствительности к концентрации напряжений K_1^t , K_2^t , K_3^t в зависимости от температуры испытаний

Table 4

Change in the coefficient of sensitivity to stress concentration K_1^t , K_2^t , K_3^t depending on the test temperature

Марка стали	Диаметр образца, мм	Значение коэффициента чувствительности к концентрации напряжений при температуре испытания, °C			
		20	-50	-100	-196
$K_1^t = \sigma_B^H / \sigma_B^{20}$					
12X18H10T	6	1,26	1,72	2,10	2,38
	10	1,14	1,57	1,81	2,28
$K_2^t = \sigma_B^H / \sigma_{0,2}^{20}$					
12X18H10T	6	2,93	4,26	5,00	5,83
	10	2,56	4,05	5,05	5,65
$K_3^t = \sigma_{0,2}^H / \sigma_{0,2}^{20}$					
12X18H10T	6	1,73	2,30	2,61	3,26
	10	1,60	1,83	2,00	2,40

Как следует данных таблицы, общее среднее напряжение разрушения при температуре эксплуатации, по сравнению с напряжением разрушения при комнатной температуре, возрастает (показания K_1').

Коэффициент K_2' характеризует запас прочности при температуре эксплуатации в случае, если $K_2' > 1$ или отсутствие запаса прочности, если $K_2' < 1$. Тем самым коэффициент K_2' дает информацию о допустимом уровне эксплуатационных нагрузок. Для всех исследованных сталей во всем интервале рабочих температур $K_2' > 1$.

Коэффициент K_3' позволяет судить о возможном применении расчетных допустимых напряжений при температуре эксплуатации в сравнении с комнатной.

Выводы

1. На основании проведенных исследований подтверждено, что в стали 12X18H10T в условиях совместного воздействия низких температур и деформаций возможно протекание фазовых превращений по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$. Установлено, что высокая скорость приложения нагрузки в ходе ударных испытаний практически полностью подавляет фазовые превращения. Статическое нагружение при низких температурах приводит к протеканию фа-

зовых превращений, что может негативно сказаться на охрупчивании стали.

2. Для оценки работоспособности стали 12X18H10T в условиях низких температур и статического нагружения использованы две группы коэффициентов чувствительности к концентрации напряжений: α , α' и β , – учитывающие наличие концентратора напряжений и вторая группа – K_1' , K_2' , K_3' , которая учитывает, в том числе, влияние температуры эксплуатации.

3. Показано, что коэффициенты K_1' , K_2' , K_3' более информативны с точки зрения оценки работоспособности стали 12X18H10T. Так, K_1' показывает, что с понижением температуры эксплуатации среднее напряжение разрушения для образцов сечением 10 мм возрастает с 1,11 при комнатной температуре до 2,28 при температуре -196°C . Величина коэффициента K_2' дает информацию о допустимом уровне эксплуатационных нагрузок. При низких температурах для исследованной стали значение $K_2' > 1$, что говорит о достаточном запасе прочности. Значение K_3' увеличивается с 1,6 при комнатной до 2,4 при температуре -196°C . Следовательно, коэффициент K_3' , учитывающий изменение предела текучести, может быть использован для решения о возможном применении расчетных допустимых напряжений при температурах эксплуатации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Агарков С.А., Евдокимов Г.Р., Козменко С.Ю. Экономические региональные особенности транспортировки сжиженного природного газа // Геополитика и безопасность. 2015. № 2(30). С. 73–82.
- [2] Костылев И.И., Евдокимов Г.П. Развитие газозовов сжиженного природного газа для удовлетворения потребностей в нем мирового рынка // Вестник государственного университета морского и речного транспорта имени адмирала С.О. Макарова. 2016. № 6 (40). С. 42–56.
- [3] Солнцев Ю.П., Титова Т.И. Стали для Севера и Сибири. СПб.: Химздат, 2002. 352 с.
- [4] Москвичев В.В., Махутов Н.А., Черняев А.П. Трещиностойкость и механические свойства конструкционных материалов технических систем. Новосибирск: Наука, 2002. 334 с.
- [5] Ermakov B.S., Vologzhanina S.A., Bobrovskij I.N., Bobrovskij N.M., Erisov Y. Resistance to brittle fracture and availability of austenitic steels // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 450, no. 3. P. 032041.
- [6] Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Вологжанина С.А., Ермакова Т.В., Крутиков Н.В. Проблема исчерпания ресурса криогенных объектов // Вест-

ник Международной академии холода. 2005. № 2. С. 31–33.

[7] **Матросов М.Ю., Зикеев В.Н., Мартынов П.Г., Шульга Е.В., Никитин В.С., Половинкин В.Н., Симонов Ю.А., Семин А.А.** Разработка перспективных образцов криогенных сталей для газозовозов и стационарных танков-хранилищ сжиженного природного газа, предназначенных для использования в условиях Арктики // Арктика: экология и экономика. 2016. № 4 (24). С. 80–89.

[8] **Горынин В.И., Оленин М.И.** Пути повышения хладостойкости стали и сварных соединений. СПб.: Изд-во ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», 2017. 341 с.

[9] **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И., Рогожкин В.В.** Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10 (712). С. 32–38.

[10] **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.

[11] **Рыбин В.В., Мальшевский В.А., Хлусова Е.И.** Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения // Вопросы материаловедения. 2006. № 1 (45). С. 24–44.

[12] **Сыч О.В.** Научно-технологические основы создания хладостойких сталей с гарантированным пределом текучести 315–750 МПа для арктики. Ч. 2. Технология производства, структура и характери-

стики работоспособности листового проката // Вопросы материаловедения. 2018. № 4 (96). С. 14–41.

[13] **Орлов В.В., Мальшевский В.А., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А.** Разработка технологий производства конструкционных сталей для морской техники и магистральных трубопроводов, предназначенных для эксплуатации в Арктике // Сталь. 2014. № 9. С. 79–88.

[14] **Bannykh O.A., Bannykh I.O., Lukin E.I., Sorokin A.M.** Structure and mechanical properties of high-strength structural steels // Russian metallurgy (Metallurgy). 2018. Т. 2018, № 6. С. 528–532.

[15] **Li S.L., Wang Y.L., Zhang H.L., Li S.X., Zheng K., Wang X.T.** Microstructure evolution and impact fracture behaviors of Z3CN20-09M stainless steels after long-term thermal aging // J. NUCL. MATER. 2013. VOL 433, no. 1–3. P. 41.

[16] **Shin S.Y., Hwang B., Lee S., Kim N.J., Ahn S.S.** Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels // Mater. Sci. Eng. A. 2007. No. 458. P. 281–289.

[17] **Sundeev R.V., Glezer A.M. et al.** // Mater. & Design, 2017. Vol. 135. P. 77.

[18] **Glezer A.M., Timshin I.A. et al.** // J. Alloys & Comp. 2018. Vol. 744. P. 791.

[19] **Hedayati A., Najafzadeh A., Kermanpur A., Forouzan F.** The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel // Journal of Materials Processing Technology. 2010. No. 210. P. 1017–1022.

[20] **Сагарадзе В.В., Уваров А.И.** Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ВОЛОГЖАНИНА Светлана Антониновна – доктор технических наук доцент Университета ИТМО

E-mail: svet_spb@mail.ru

ИГОЛКИН Алексей Федорович – кандидат технических наук доцент Университета ИТМО

E-mail: afigolkin@itmo.ru

ПЕТКОВА Ани – доктор технических наук главный специалист Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: apetkova@inbox.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 31.08.2019

REFERENCES

[1] **S.A. Agarkov, G.R. Yevdokimov, S.Yu. Kozmenko,** Ekonomicheskiye regionalnyye osobennosti transportirovki szhizhennogo prirodnogo gaza, Geopolitika i bezopasnost, 2 (30) (2015) 73–82.

[2] **I.I. Kostylev, G.P. Yevdokimov,** Razvitiye gazovozov szhizhennogo prirodnogo gaza dlya udovletvoreniya potrebnostey v nem mirovogo rynka, Vestnik gosudarstvennogo universiteta morskogo i



- rechnogo transporta imeni admirala S.O. Makarova, 6 (40) (2016) 42–56.
- [3] **Yu.P. Solntsev, T.I. Titova**, Stali dlya Severa i Sibiri. SPb.: Khimzdat, 2002.
- [4] **V.V. Moskvichev, H.A. Makhutov, A.P. Chernyayev**, Treshchinostoykost i mekhanicheskiye svoystva konstruksionnykh materialov tekhnicheskikh sistem. Novosibirsk: Nauka, 2002.
- [5] **B.S. Ermakov, S.A. Vologzhanina, I.N. Bobrovskij, N.M. Bobrovskij, Y. Erisov**, Resistance to brittle fracture and availability of austenitic steels, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 450 (3) (2018) 032041.
- [6] **Yu.P. Solntsev, B.S. Yermakov, S.A. Vologzhanina, T.V. Yermakova, N.V. Krutikov**, Problema ischerpaniya resursa kriogennykh obyektov, Vestnik Mezhdunarodnoy akademii kholoda, 2 (2005) 31–33.
- [7] **M.Yu. Matrosov, V.N. Zikeyev, P.G. Martynov, Ye.V. Shulga, V.S. Nikitin, V.N. Polovinkin, Yu.A. Simonov, A.A. Semin**, Razrabotka perspektivnykh obraztsov kriogennykh staley dlya gazovozov i statsionarnykh tankov-khranilishch szhizhennogo prirodnoy gaza, prednaznachennykh dlya ispolzovaniya v usloviyakh Arktiki, Arktika: ekologiya i ekonomika, 4 (24) (2016) 80–89.
- [8] **V.I. Gorynin, M.I. Olenin**, Puti povysheniya khladostoykosti stali i svarnykh soyedineniy. SPb.: Izd-vo FGUP TsNII KM «Prometey», 2017.
- [9] **V.I. Gorynin, S.Yu. Kondratyev, M.I. Olenin, V.V. Rogozhkin**, Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti, Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 10 (712) (2014) 32–38.
- [10] **V.I. Gorynin, S.Yu. Kondratyev, M.I. Olenin**, Povyseniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskoy vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy, Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 10 (700) (2013) 22–29.
- [11] **V.V. Rybin, V.A. Malyshevskiy, Ye.I. Khlusova**, Struktura i svoystva khladostoykikh staley dlya konstruksiy severnogo ispolneniya, Voprosy materialovedeniya, 1 (45) (2006) 24–44.
- [12] **O.V. Sych**, Nauchno-tekhnologicheskiye osnovy sozdaniya khladostoykikh staley s garantirovannym predelom tekuchesti 315–750 MPa dlya arktiki. chast 2. tekhnologiya proizvodstva, struktura i kharakteristiki rabotosposobnosti listovogo prokata, Voprosy materialovedeniya, 4 (96) (2018) 14–41.
- [13] **V.V. Orlov, V.A. Malyshevskiy, Ye.I. Khlusova, S.A. Golosiyenko**, Razrabotka tekhnologiy proizvodstva konstruksionnykh staley dlya morskoy tekhniki i magistralnykh truboprovodov, prednaznachennykh dlya ekspluatatsii v Arktike, Stal, 9 (2014) 79–88.
- [14] **O.A. Bannykh, I.O. Bannykh, E.I. Lukin, A.M. Sorokin**, Structure and mechanical properties of high-strength structural steels, Russian metallurgy (Metally), 2018 (6) (2018) 528–532.
- [15] **S.L. Li, Y.L. Wang, H.L. Zhang, S.X. Li, K. Zheng, X.T. Wang**, Microstructure evolution and impact fracture behaviors of Z3CN20-09M stainless steels after long-term thermal aging, J. NUCL. MATER., 433 (1–3) (2013) 41.
- [16] **S.Y. Shin, B. Hwang, S. Lee, N.J. Kim, S.S. Ahn**, Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels, Mater. Sci. Eng. A, 458 (2007) 281–289.
- [17] **R.V. Sundeev, A.M. Glezer et al.**, Mater. & Design, 135 (2017) 77.
- [18] **A.M. Glezer, I.A. Timshin et al.**, J. Alloys & Comp., 744 (2018) 791.
- [19] **A. Hedayati, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, F. Forouzan**, The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, 210 (2010) 1017–1022.
- [20] **V.V. Sagaradze, A.I. Uvarov**, Uprochneniye i svoystva austenitnykh staley. Yekaterinburg: RIO UrO RAN, 2013.

THE AUTHORS

VOLOGZHANINA Svetlana A. – *ITMO University*

E-mail: svet_spb@mail.ru

IGOLKIN Aleksei F. – *ITMO University*

E-mail: afigolkin@itmo.ru

PETKOVA A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: apetkova@inbox.ru

Received: 31.08.2019

DOI: 10.18721/JEST.25408
УДК 539.4, 621.438

А.С. Семенов¹, Л.Б. Гецов²

1 – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

2 – ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», Санкт-Петербург, Россия

ЭКСТРАПОЛЯЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТЕРМОУСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

На основе использования четырехчленного деформационного критерия термоусталостной прочности предложен экстраполяционный метод прогнозирования долговечности жаропрочных монокристаллических сплавов при термоциклическом нагружении для диапазона температур, расширенного по сравнению с экспериментальным в область более низких температур. Проведена верификация предложенного подхода по результатам отдельных испытаний жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе ЖС32, ЖС36 и ВЖМ4-ВИ при различных максимальных и минимальных температурах цикла, при наличии и отсутствии выдержек для плоских корсетных образцов различных кристаллографических ориентаций. Показано, что ошибка в определении числа термических циклов до образования магистральных трещин не превышает один порядок, в то время как использование получившей широкое распространение на практике формулы универсального наклона Мэнсона может превышать два-три порядка.

Ключевые слова: термическая усталость, кривая долговечности, монокристаллические жаропрочные сплавы, пластичность, эксперимент, моделирование

Ссылка при цитировании:

Семенов А.С., Гецов Л.Б. Экстраполяционные методы прогнозирования термоусталостной долговечности монокристаллических сплавов // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 94–106. DOI: 10.18721/JEST.25408

Эта статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

A.S. Semenov¹, L.B. Getsov²

1 – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

2 – JSC NPO CKTI, St. Petersburg, Russia

EXTRAPOLATION METHODS FOR PREDICTING THERMAL FATIGUE LIFE OF SINGLE CRYSTAL SUPERALLOYS

An extrapolation method for predicting thermal fatigue durability of single-crystal superalloys at temperatures lower than experimental ones is proposed based on the four-term deformation criterion of thermal fatigue failure. Verification of the proposed approach by results of separate tests of ZHS32, ZHS36 and VZHM4 alloys is carried out on plane corset specimens of different crystallographic orientations. It is shown that the error in determining the number of cycles for macrocrack initiation does not exceed one order of magnitude, while calculation by Manson's formula of universal slopes that is widely used in practice can yield errors over two or three orders of magnitude.

Keywords: thermal fatigue, durability curve, single-crystal superalloys, plasticity, experiment, modeling

Citation:

A.S. Semenov, L.B. Getsov, Extrapolation methods for predicting thermal fatigue life of single crystal superalloys, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 94–106. DOI: 10.18721/JEST.25408

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Для изготовления рабочих и направляющих лопаток современных газотурбинных двигателей (ГТД) в последнее время получили широкое распространение жаропрочные монокристаллические сплавы на никелевой основе [1], применение которых позволяет увеличить рабочие температуры, эффективность, надежность и экологичность ГТД.

Термическая усталость [2,3] является одной из основных причин разрушения монокристаллических охлаждаемых лопаток авиационных ГТД [4]. Оценка термоусталостной долговечности монокристаллических лопаток требует решения нелинейных нестационарных краевых задач [5–9] с использованием уточненных моделей неупругого деформирования [10–14] при сложном циклическом нагружении и применением адекватных критериев термоусталостного разрушения анизотропных материалов. Отличительными особенностями жаропрочных монокристаллических материалов являются ярко выраженная анизотропия механических свойств и специфика механизмов процессов неупругого деформирования и разрушения, связанная с наличием систем скольжения. Проблема определения термоусталостной долговечности для анизотропных материалов в настоящее время не получила окончательного решения и требует дальнейших экспериментальных и теоретических исследований. Предварительные экспериментальные исследования термоусталостного разрушения указывают на необходимость разработки специальных критериев зарождения и распространения трещин в монокристаллах [15, 16].

В связи с тем, что экспериментально определить сопротивление термической усталости

монокристаллических сплавов при сравнительно низких температурах (меньше 800–850 °С) практически невозможно (число циклов до разрушения составляет сотни тысяч и, следовательно, время испытаний до разрушения образца достигает в некоторых условиях несколько лет), возникает вопрос о разработке теоретически и экспериментально обоснованного подхода для проведения ускоренных испытаний монокристаллических материалов на термическую усталость путем вариации температурного режима нагружения.

В связи с этим для определения запасов прочности при термоциклическом нагружении элементов деталей из жаропрочных сплавов, работающих в таких условиях, обычно используют широко известную формулу универсального наклона Мэнсона [4]

$$\Delta\varepsilon = \frac{3,5(\sigma_b - \sigma_m)}{E} N^{-0,12} + \varepsilon_r N^{-0,6}, \quad (1)$$

где σ_b – предел прочности, σ_m – среднее напряжение в цикле (в лопатке это напряжение от центробежных сил), N – число циклов до разрушения, ε_r – деформация при разрушении.

Анализ структуры формулы (1) показывает, что она характеризуется неучетом таких факторов, характерных для условий эксплуатации лопаток ГТД, как влияние *односторонне накопленных пластических деформаций* (рэтчетинга) на долговечность при термической усталости; влияние *деформаций ползучести* при описании процессов термической усталости; *непропорциональность путей нагружения* наиболее напряженных элементов лопаток при термоциклическом воздействии; влияние *периода цикла* на число циклов до образования макротрещин.

Ошибка в определении числа циклов до разрушения при использовании формулы (1) может достигать нескольких порядков [4, 16, 17]. Таким образом, такие оценки не могут быть использованы при определении запасов прочности ответственных деталей. Поэтому решение задачи по созданию нового метода расчетного определения долговечности деталей из монокристаллических материалов, работающих в условиях термоциклического нагружения, свободного от недостатков формулы Мэнсона (1), имеет повышенную актуальность.

Целью данного исследования является разработка нового метода расчетного определения термоциклической прочности лопаток ГТД из монокристаллических сплавов и его верификация.

Методы исследования

Предлагаемый к широкому использованию экстраполяционный метод прогнозирования термоусталостной долговечности основан на использовании четырехчленного деформационного критерия разрушения [16–18]:

$$D = D_1(\Delta\varepsilon_{eq}^p) + D_2(\Delta\varepsilon_{eq}^c) + D_3(\varepsilon_{eq}^p) + D_4(\varepsilon_{eq}^c) = 1, \quad (2)$$

который в первом приближении использует принцип линейного суммирования повреждений, вызванных четырьмя различными факторами:

- изменением пластической деформации в пределах цикла

$$D_1 = \sum_{i=1}^N \frac{(\Delta\varepsilon_{eq_i}^p)^k}{C_1(T_i)}; \quad (3)$$

- изменением деформации ползучести в пределах цикла

$$D_2 = \sum_{i=1}^N \frac{(\Delta\varepsilon_{eq_i}^c)^m}{C_2(T_i)}; \quad (4)$$

- односторонне накопленной пластической деформацией

$$D_3 = \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r^p(T)}; \quad (5)$$

- односторонне накопленной деформацией ползучести

$$D_4 = \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^c}{\varepsilon_r^c(T)}, \quad (6)$$

где $C_1, C_2, k, m, \varepsilon_r^p, \varepsilon_r^c$ – параметры материала, зависящие от температуры и кристаллографической ориентации (КГО). В первом приближении обычно принимают соотношения $k = 2$,

$$m = \frac{5}{4}, \quad C_1 = (\varepsilon_r^p)^k, \quad C_2 = \left(\frac{3}{4}\varepsilon_r^c\right)^m.$$

В этом критерии, аналогично принятому в теории приспособляемости, рассматриваются повреждения от знакопеременного течения (связанные с петлями гистерезиса при упруго-пластическом деформировании и циклической ползучести) и повреждения от прогрессирующего деформирования – односторонне накапливаемых пластических деформаций и ползучести (связанные с рэтчетингом).

Многолетними исследованиями было показано, что использование критерия (2) для определения числа циклов до образования магистральной трещины в образцах и деталях из поликристаллических и монокристаллических сплавов дает минимальное отличие при сопоставлении с экспериментальными данными (рис. 1).

Для поликристаллических материалов в качестве эквивалентной меры деформаций ε_{eq} в уравнениях (2)–(6) может использоваться интенсивность деформаций по Мизесу:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{9}[(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2] + \frac{1}{3}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}. \quad (7)$$

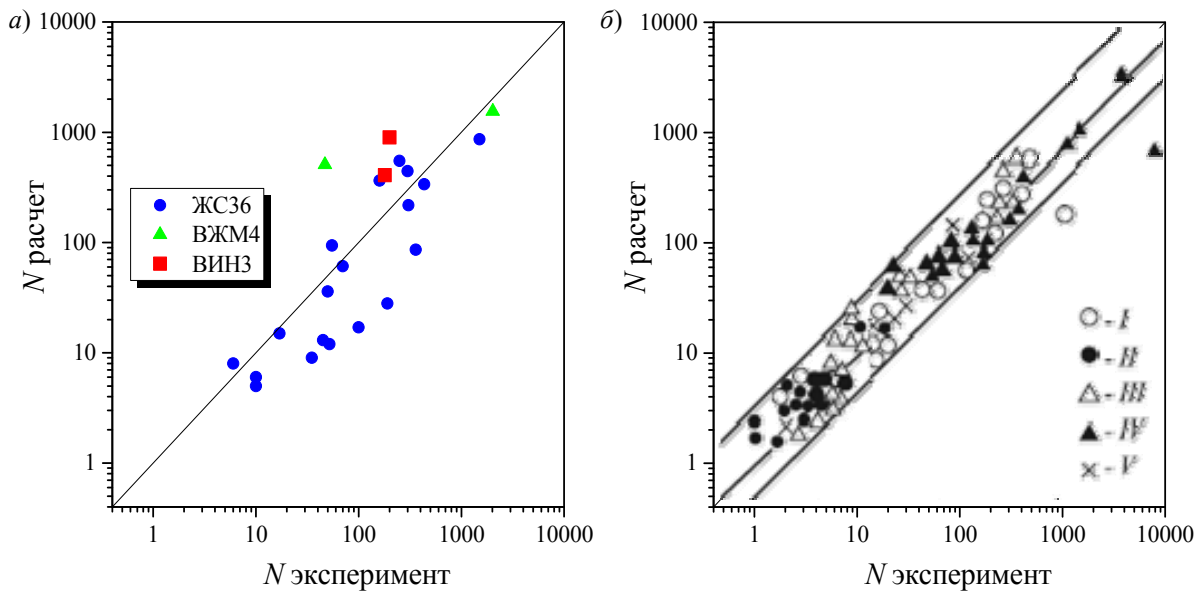


Рис. 1. Сопоставление расчетного числа циклов до образования магистральной трещины с использованием критерия (2) и результатами экспериментов для монокристаллических (а) и различных поликристаллических сплавов (б)

Fig. 1. Comparison of predictions by the criterion (2) and experimental results for the number of cycles for the macrocrack initiation for a) single-crystal and б) polycrystalline alloys

Для монокристаллических материалов в качестве эквивалентной меры деформаций ε_{eq} предлагается использовать выражение для максимальной (среди всех систем скольжения) сдвиговой деформации, непосредственно учитывающее кристаллографическую ориентацию

$$\varepsilon_{eq} = \max_{\alpha} \mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha} \cdot \boldsymbol{\varepsilon} \cdot \mathbf{l}_{\{011\}}^{\alpha}, \quad (8)$$

где $\mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha}$ – нормаль к одной из четырех плоскостей скольжения вида $\{111\}$ в октаэдрической системе скольжения; $\mathbf{l}_{\{011\}}^{\alpha}$ – одно из трех направлений скольжения $\langle 011 \rangle$ в плоскости скольжения $\{111\}$, $\alpha = 1, \dots, N$.

Ранее в [16] было показано, что при использовании эквивалентной деформации (8) критерий (2) позволяет обеспечивать прогнозирование условий зарождения магистральной трещины в образцах из монокристаллических сплавов со средней погрешностью, не превосходящей 50% (см. рис. 1, а).

Критерий (2) предполагает расчет деформаций пластичности и ползучести. При вы-

числении тензоров неупругой деформации в рамках микромеханической (континуально дислокационной, физической, кристаллографической) модели деформирования монокристаллических материалов предполагается, что неупругое деформирование осуществляется как результат возможного скольжения в N системах скольжения (то есть определяется геометрией кристаллической решетки) и используется выражение суммирования вкладов от каждой активной системы скольжения:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{\alpha} \left(\mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha} \otimes \mathbf{l}_{\{011\}}^{\alpha} \right)^S. \quad (9)$$

Для рассматриваемого случая монокристаллов с кубической гранцентрированной решеткой при учете только октаэдрических систем скольжения $N = 12$. Сдвиговая деформация $\dot{\gamma}^{\alpha}$ при вычислении пластических деформаций определяется из условия принадлежности α -поверхности нагружения

$$\left| \boldsymbol{\sigma} \cdot \left(\mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha} \otimes \mathbf{l}_{\{011\}}^{\alpha} \right)^S - X^{\alpha} \right| - R^{\alpha} = 0.$$

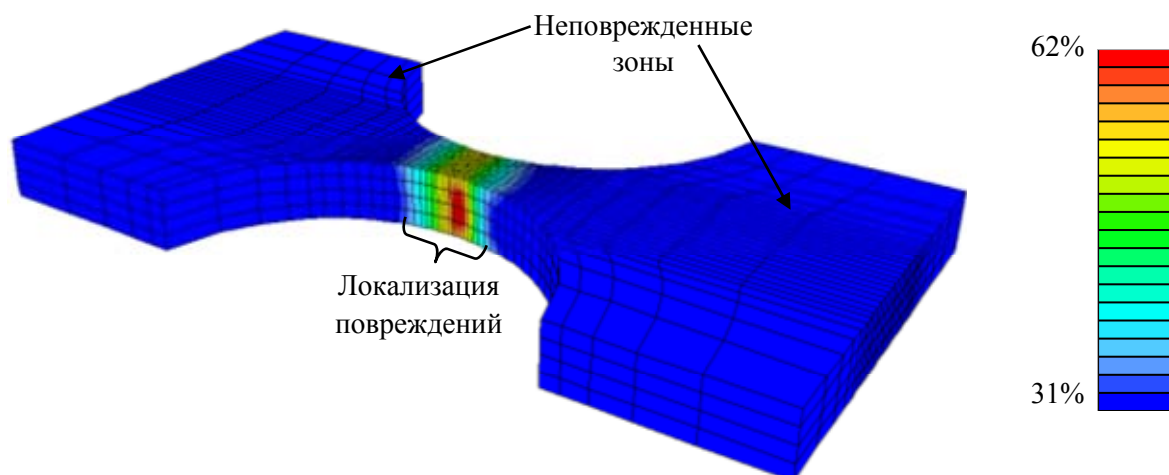


Рис. 2. Поле распределения повреждений после 1-го цикла для образца 5-1 с ориентацией $\langle 001 \rangle$
 Fig. 2. Damage field distribution after the 1st cycle for sample 5-1 with orientation $\langle 001 \rangle$

Типичное распределение полей термоусталостных повреждений, рассчитанное в соответствии деформационным критерием (2), в корсетном образце из монокристаллического сплава ЖС36 с ориентацией $[001]$ после первого термического цикла ($20\text{ }^\circ\text{C} \rightarrow T_{\max} = 900\text{ }^\circ\text{C} \rightarrow T_{\min} = 150\text{ }^\circ\text{C}$) представлено на рис. 2. Наблюдается локализация повреждений в рабочей (центральной) части корсетного образца, приводящая к образованию макротрещин.

Для верификации предложенного метода проводились уникальные испытания монокристаллических сплавов [15, 16] на созданной в НПО ЦКТИ установке [4, 24]. Микроструктура зоны разрушения одного из образцов приведена на рис. 3.

Результаты исследования

Для решения поставленной задачи использовался критерий (2), а при решении нелинейных краевых задач определения напряженно-деформированного состояния образца или детали при заданных в различных фазах цикла температурных полях – метод конечных элементов (КЭ). Следует отметить, что современные универсальные коммерческие КЭ программные комплексы, такие как ANSYS, ABAQUS, не обладают возможностью получения решения с использованием микромехани-

ческих (физических) моделей неупругого деформирования монокристаллических материалов, которые реализованы, например, в отечественном КЭ программном комплексе PANTOCRATOR [19], использованном при проведении исследований в данной работе. Деформационные параметры критерия (2) рассчитываются с использованием соответствующих моделей вязкоупругого, упругопластического и вязкоупругопластического деформирования [10–14, 16, 20–22].

Верификация метода проводилась применительно к плоским корсетным образцам из монокристаллических сплавов ЖС36 и ВЖМ4-ВИ [23], испытанным по методике ЦКТИ [4, 6, 24].

Рассмотрим результаты ряда вычислительных экспериментов для различных режимов термоциклирования корсетных образцов из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ. В качестве граничных условий рассматривалось закрепление дискретных моделей на двух противоположных торцевых плоскостях в направлении нормали, ориентированной вдоль оси образца. Кроме этого, фиксировались перемещения в дискретном наборе точек для исключения твердотельных движений. Нагружение осуществлялось путем задания нестационарных неоднородных полей температур, определявшихся экспериментально.

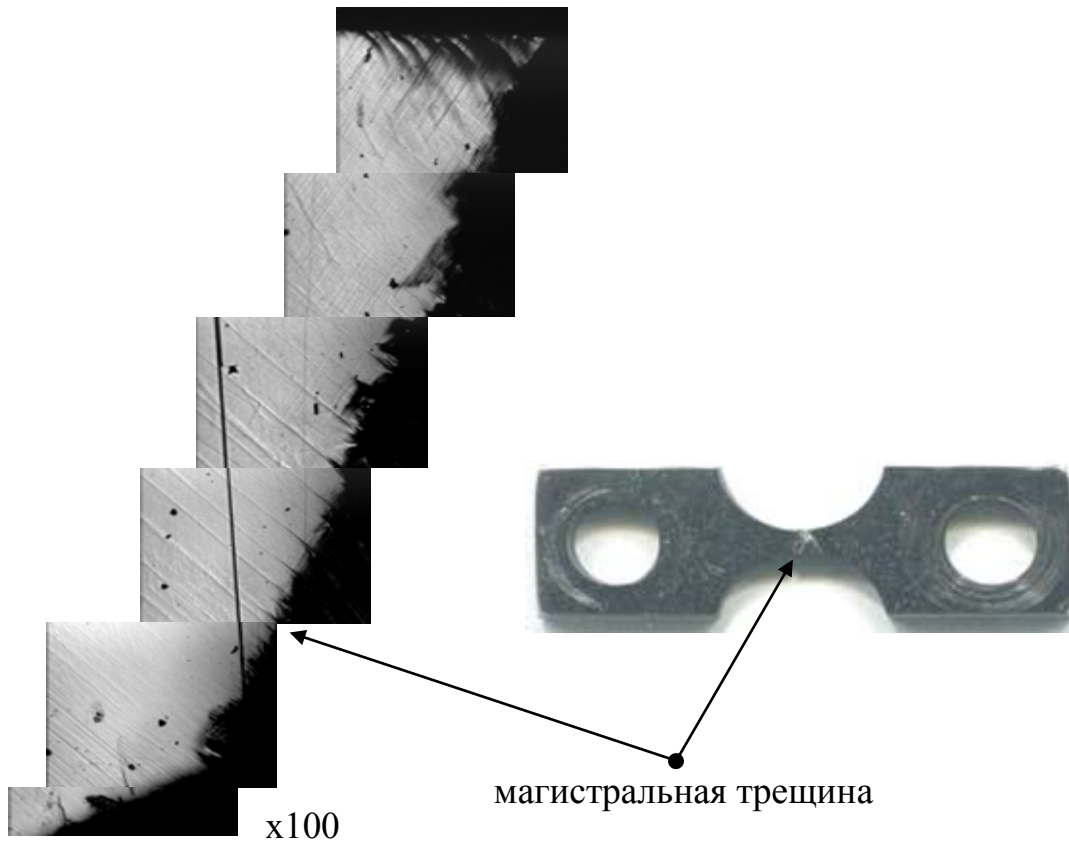


Рис. 3. Микроструктура зоны разрушения образца кристаллографической ориентации $\langle 001 \rangle$ из монокристаллического сплава после разрушения через 1218 циклов в испытании на термическую усталость по режиму $150 \leftrightarrow 900 \text{ }^\circ\text{C}$.

Fig. 3. Microstructure of fracture zone of single crystal sample with orientation $\langle 001 \rangle$ after 1218 cycles under thermal cycling $150 \leftrightarrow 900 \text{ }^\circ\text{C}$.

Было проведено 2 серии расчетов: с постоянными T_{\max} и варьируемыми T_{\min} и с постоянными T_{\min} и варьируемыми T_{\max} .

При проведении КЭ расчетов для режимов нагружения без выдержек деформации ползучести не учитывались (в рассматриваемом диапазоне температур и длительностей нагружения), поэтому критерий (2) упростился до выражения

$$D = \sum_{i=1}^N \left(\frac{\varepsilon_{eq_i}^p}{\varepsilon_r^p(T)} \right)^k + \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r^p(T)} = 1. \quad (10)$$

Для удобства графического представления результатов расчетов был предложен «приведенный единый эквивалентный размах пла-

стических деформаций $\Delta \bar{\varepsilon}_{eq}^p$ (синяя линия на рис. 4), одновременно учитывающий, как приращение циклических, так и односторонне накопленных необратимых деформаций в цикле, вычисляемый по формуле

$$\Delta \bar{\varepsilon}_{eq}^p = \sqrt{\left(\Delta \varepsilon_{eq}^p \right)_{\text{цикл}}^2 + \varepsilon_r^p(T) \left(\Delta \varepsilon_{eq}^p \right)_{\text{рэтчинг}}}. \quad (11)$$

На основе анализа полученных КЭ результатов с использованием критерия (2) была получена кривая термоусталостной долговечности для корсетного образца из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ с КГО [001] в двойных логарифмических координатах (см. рис. 4) при фиксированной максимальной

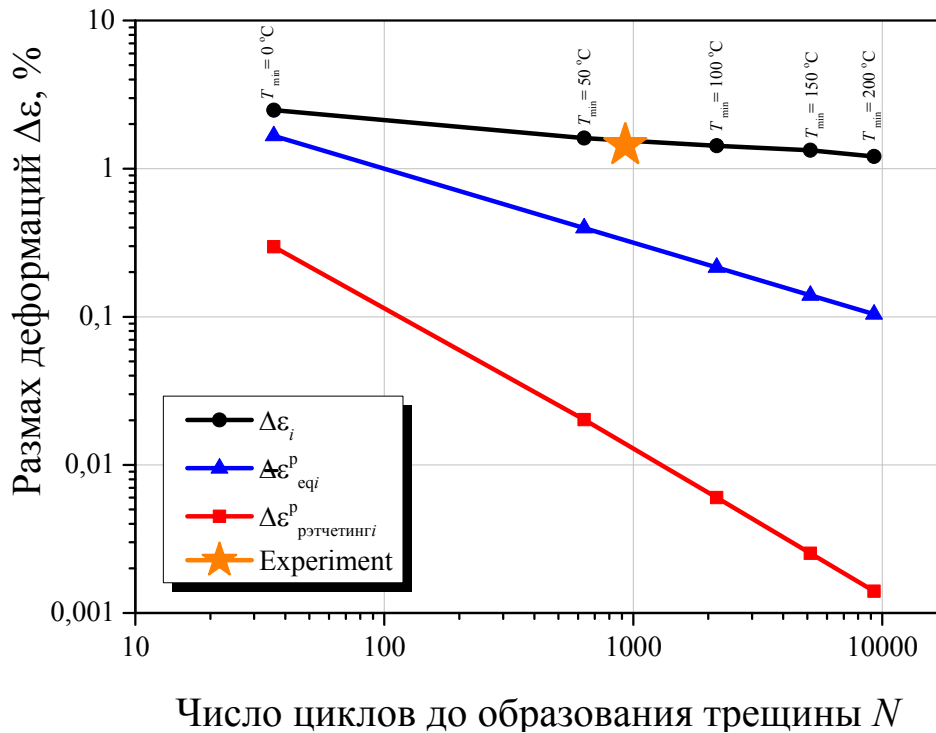


Рис. 4. Расчетная диаграмма усталостной долговечности в двойных логарифмических координатах для корсетного образца из ВЖМ4-ВИ [001] при режимах нагружения с фиксированной $T_{max} = 850$ °C и варьируемых $T_{min} = 0 \div 200$ °C

Fig. 4. Fatigue life diagram in double logographic coordinates for a corset specimen from VZhM4-VI [001] under loading conditions with a fixed $T_{max} = 850$ °C and variable $T_{min} = 0 \div 200$ °C.

температуре $T_{max} = 850$ °C и варьируемой минимальной температуре $T_{min} = 0 \div 200$ °C. При построении кривой использовались значения предельных пластических деформаций $\delta = \epsilon_r^p = C_1^2 = 13,5$ % при 850 °C, полученные на основе линейной интерполяции из паспортных данных по материалу ВЖМ4-ВИ с КГО [001]. Использованием в критерии константы $\epsilon_r^p = C_1^2 = 6$ % удается добиться наилучшего соответствия экспериментальным данным, соответствующим режиму нагружения $T = 850 \div 100$ °C с экспериментальным значением числа циклов до образования макротрещины $N = 909$.

Установлено, что расчетная кривая термоусталостной долговечности для корсетного образца из сплава ВЖМ4 при $T_{max} = 850$ °C и варьируемой $T_{min} = 0 \div 200$ °C в двойных логарифмических координатах имеет вид близкий к прямолинейному (см. рис. 4), что позволяет опреде-

лять расчетные числа циклов за пределами экспериментальных значений долговечности.

Рассмотрим режимы нагружения при фиксированной минимальной температуре $T_{min} = 100$ °C и варьируемой максимальной температуре $T_{max} = 600 \div 950$ °C. Всего было решено 8 нестационарных краевых задач. Полученные гистерезисные кривые для точки образца на боковой поверхности центрального сечения (с максимальным размахом пластической деформации) показаны на рис. 5.

Следует отметить, что для режимов с $T_{max} = 800, 850, 900$ °C имеют место петли пластического гистерезиса, а при $T_{max} = 600, 650, 700$ и 750 °C наблюдается только одностороннее накопление пластических деформаций при минимальных температурах цикла без образования петель гистерезиса (разгрузка от T_{max} до T_{min} происходит упруго).

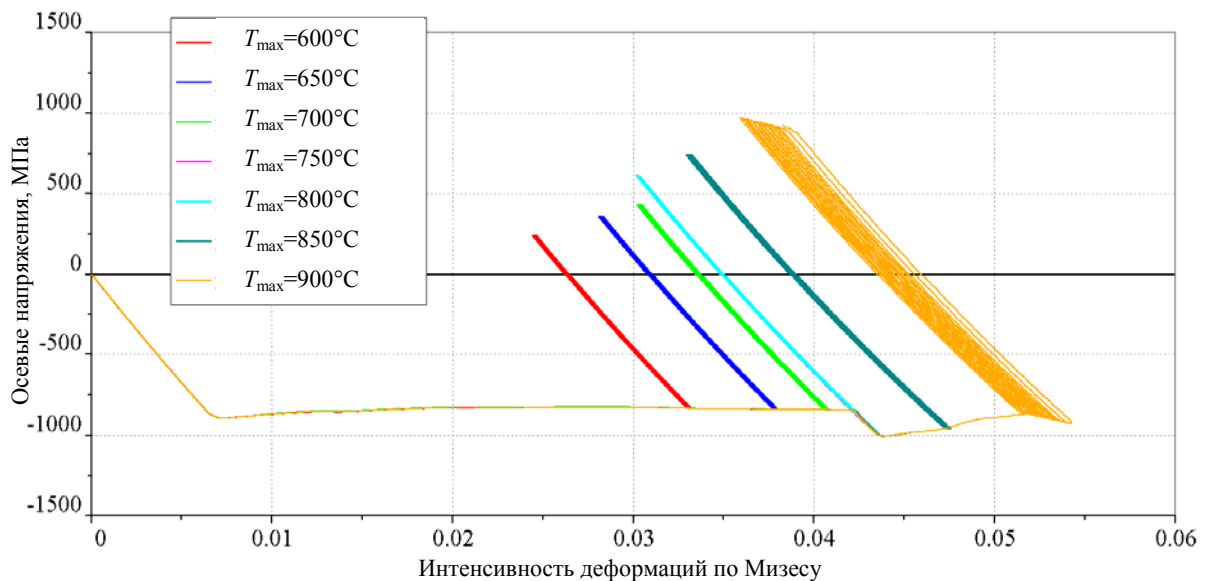


Рис. 5. Кривые деформирования (10 первых циклов) для центральной точки корсетного образца (с максимальной интенсивностью пластических деформаций) из сплава ВЖМ4-ВИ для режимов нагружения с фиксированной $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и варьируемых $T_{\max} = 600\div 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 5. Cyclic deformation curves (first 10 cycles) for the central point (with the maximum intensity of plastic strains) of the corset sample from VZhM4-VI alloy for loading with a fixed $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ and variable $T_{\max} = 600\div 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

На основе анализа полученных результатов с использованием деформационного критерия (2) была получена кривая термоусталостной долговечности в двойных логарифмических координатах для корсетного образца из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ с КГО [001] (см. рис. 6) при фиксированной минимальной температуре $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и варьируемой максимальной температуре $T_{\max} = 600\div 950\text{ }^{\circ}\text{C}$. Получено хорошее соответствие кривой с экспериментальной точкой, соответствующей режиму нагружения $T = 850\div 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($N = 909$). Второй образец, испытанный по режиму нагружения $T = 700\div 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ был снят неразрушенным после $N = 12000$, что также демонстрирует хорошую корреляцию с результатами расчета. Расчетные кривые термоусталостной долговечности для корсетного образца из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ с КГО [001] при фиксированной минимальной температуре $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и варьируемой максимальной температуре $T_{\max} = 600\div 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в двойных логарифмических

координатах имеют вид также близкий к прямолинейному.

Обсуждение результатов

Расчетные кривые долговечности для двух исследуемых сценариев термоциклического нагружения с постоянной T_{\max} и варьируемыми T_{\min} и с постоянной T_{\min} и варьируемыми T_{\max} продемонстрировали незначительные отличия (рис. 7).

При расчете долговечности рассматривались два варианта задания константы материала ε_r^p : (i) из опытов на одноосное растяжение и (ii) из опытов на термическую усталость. Следует отметить, что второй подход для расчетного определения чисел циклов до зарождения макротрещин, основанный на использовании ε_r^p , определяемой непосредственно из опытов на термическую усталость, является более предпочтительным в случаях, когда количество результативных испытаний на термоусталость в рассматриваемых диапазонах температур, является статистически достаточным.

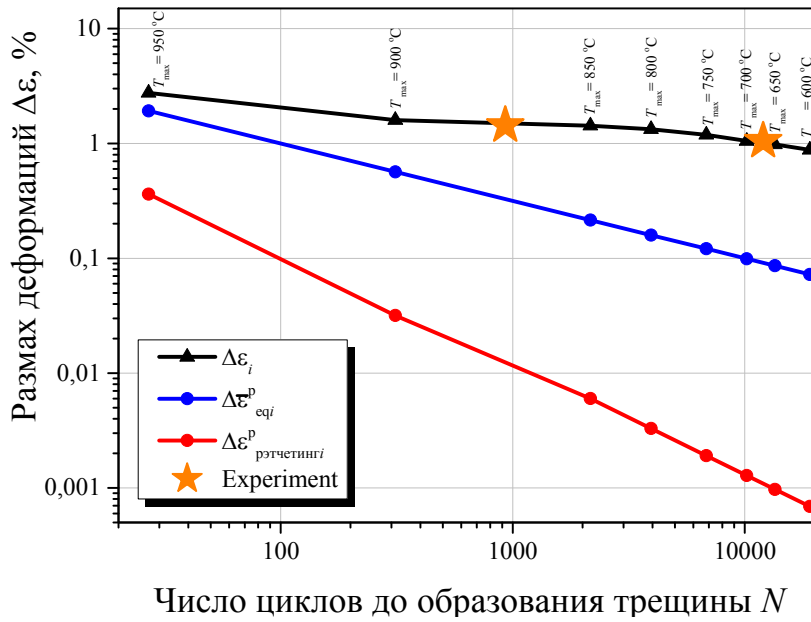


Рис. 6. Расчетная диаграмма усталостной долговечности в двойных логарифмических координатах для корсетного образца из для ВЖМ4-ВИ [001] при режимах нагружения с фиксированной $T_{min} = 100\text{ °C}$ и варьируемых $T_{max} = 600\div 950\text{ °C}$

Fig. 6. Fatigue life diagram in double logographic for a corset specimen from VZhM4-VI [001] under loading conditions with a fixed $T_{min} = 100\text{ °C}$ and variable $T_{max} = 600\div 950\text{ °C}$

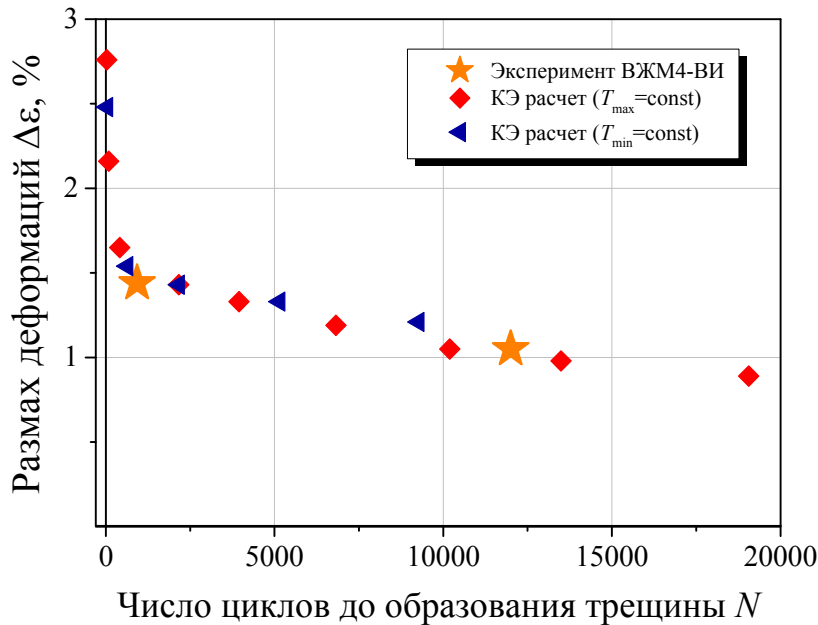


Рис. 7. Усталостная долговечность корсетных образцов из сплава ВЖМ4-ВИ [001] при режимах нагружения: $600\div 100\text{ °C}$, $650\div 100\text{ °C}$, $700\div 100\text{ °C}$, $750\div 100\text{ °C}$, $800\div 100\text{ °C}$, $850\div 100\text{ °C}$, $900\div 100\text{ °C}$, $950\div 100\text{ °C}$, $850\div 0\text{ °C}$, $850\div 50\text{ °C}$, $850\div 150\text{ °C}$, $850\div 200\text{ °C}$

Fig. 7. Fatigue life of corset samples from VZHM4-VI [001] alloy under loading conditions: $600\div 100\text{ °C}$, $650\div 100\text{ °C}$, $700\div 100\text{ °C}$, $750\div 100\text{ °C}$, $800\div 100\text{ °C}$, $850\div 100\text{ °C}$, $900\div 100\text{ °C}$, $950\div 100\text{ °C}$, $850\div 0\text{ °C}$, $850\div 50\text{ °C}$, $850\div 150\text{ °C}$, $850\div 200\text{ °C}$

Результаты микроструктурного и фрактографического анализа показали, что для рассматриваемых сплавов при изменении условий термоциклирования ($T_{\max} = 750 \div 900$ °С) на более *низкие* температуры ($T_{\max} = 600 \div 700$ °С) не наблюдаются фазовые переходы и изменения механизмов накопления термоусталостных повреждений. Поэтому в расширенном в сторону *понижения* температуры диапазоне термического воздействия может быть использован критерий термоусталостной долговечности (2). Однако к изменению условий термоциклирования в сторону *повышения* температуры следует относиться с осторожностью, поскольку при более высоких температурах возможна смена механизмов накопления повреждений и микроструктурные превращения (например, рафтинг [1, 4]).

Заключение

Разработан метод прогнозирования долговечности жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе при термоциклическом нагружении для диапазона температур,

расширенного по сравнению с экспериментальным в область более низких температур. На основе использования четырехчленного деформационного критерия термоусталостной прочности получены кривые термоусталостной долговечности для сплава ВЖМ4-ВИ. Представлены результаты верификации деформационного критерия на основе испытаний жаропрочных монокристаллических сплавов ЖС32, ЖС36 и ВЖМ4-ВИ для корсетных образцов различных кристаллографических ориентаций. В целях повышения точности прогноза для расчета кривых циклического деформирования использованы микромеханические модели неупругого деформирования монокристаллов при проведении конечно-элементного анализа напряженно-деформированного состояния монокристаллических корсетных образцов. Предложены методы идентификации параметров деформационного критерия термоусталостной прочности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-08-01252.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толораия В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 333 с.
- [2] Коффин Л.Ф. О термической усталости сталей // Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях / под ред. Л.Б. Гецова, М.Г. Таубиной. Л.: Энергоиздат, 1960, 288 с.
- [3] Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. М: Машиностроение, 1980. 199 с.
- [4] Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В двух книгах. Рыбинск: Изд. дом Газотурбинные технологии, 2010, 605 с.; 2011. 493 с.
- [5] Михайлов В.Е., Кривоносова В.В., Ножницкий Ю.А. [и др.]. Расчетное определение ресурса рабочих и направляющих лопаток ГТУ. Ч. 2. Монокристаллические материалы // Газотурбинные технологии. 2011. № 8. С. 18–25.
- [6] Семенов А.С., Грищенко А.И., Колотников М.Е., Гецов Л.Б. Конечно-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин. Сообщение 2 // Вестник УГАТУ, 2019. Т. 23, № 2 (84). С. 61–74.
- [7] Бессчетнов В.А., Грищенко А.И., Семенов С.Г. [и др.]. Методика определения длительной прочности охлаждаемых лопаток из монокристаллических жаропрочных сплавов // Теплоэнергетика. 2017. № 4. С. 48–56.
- [8] Магеррамова Л.А., Васильев Б.Е. Влияние азимутальной ориентации в монокристаллических лопатках высокотемпературных газовых турбин на их напряженно-деформированное состояние и прочность // Вестник УГАТУ. 2011. Т. 15, № 4 (44). С. 54–58.
- [9] Vasilyev B., Selivanov A. Numerical method of single-crystal turbine blade static strength estimation taking into account plasticity and creep effects // Materials Physics and Mechanics. 2019. № 4 (42). С. 311–322.

- [10] **Cailletaud G.** A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals // *International Journal of Plasticity*. 1991. Vol. 8. P. 55–73.
- [11] **Nouailhas D., Freed A.D.** A viscoplastic theory for anisotropic materials // *J. Eng. Mater. Technol.* 1992. Vol. 114, no. 1. P. 97–104.
- [12] **Семенов А.С.** Идентификация параметров анизотропии феноменологического критерия пластичности для монокристаллов на основе микромеханической модели // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Физико-математические науки*. 2014. № 2 (194). С. 15–29.
- [13] **Грищенко А.И., Колотников М.Е. [и др.]**. Конечно-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин. Сообщение 1 // *Вестник УГАТУ*, 2019. Т. 23, № 1 (83). С. 70–81.
- [14] **Трусов П.В., Янц А.Ю., Теплякова Л.А.** Прямая физическая упруговязкопластическая модель: приложение к исследованию деформирования монокристаллов // *Физическая мезомеханика*. 2018. Т. 21, № 2. С. 33–44.
- [15] **Getsov L.B., Semenov A.S., Staroselsky A.** A failure criterion for single crystal superalloys during thermocyclic loading // *Materials and Technology*. 2008. Vol. 42 (1). P. 3–12.
- [16] **Семенов А.С., Гецов Л.Б.** Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров // *Проблемы прочности*. 2014. № 1. С. 50–62.
- [17] **Getsov L.B., Semenov A.S., Ignatovich I.A.** Thermal fatigue analysis of turbine discs on the base of deformation criterion // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 97. P. 88–97.
- [18] **Гецов Л.Б.** О критерии разрушения при сложной программе нагружения // *Всесоюзный рабочий симпозиум по вопросам малоциклового усталости*. Каунас, 1971. С. 51–55.
- [19] **Семенов А.С.** PANTOCRATOR – конечно-элементный программный комплекс, ориентированный на решение нелинейных задач механики // *Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности констр. и методы их решения* : тр. V Междунар. конф. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. С. 466–480.
- [20] **Семенов А.С., Семенов С.Г., Гецов Л.Б.** Методы расчетного определения скорости роста трещин усталости, ползучести и термоусталости в поли- и монокристаллических лопатках ГТУ // *Проблемы прочности*. 2015. № 2. С. 61–87.
- [21] **Semenov A., Melnikov B.** Interactive rheological modeling in elasto-visco-plastic finite element analysis // *Procedia Engineering*. 2016. Vol. 165. P. 1748–1756.
- [22] **Grishchenko A.I., Semenov A.S., Getsov L.B.** Modeling inelastic deformation of single crystal superalloys with account of γ/γ' phases evolution // *Materials Physics and Mechanics*. 2015. Vol. 24, no. 3. P. 325–330.
- [23] **Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л.** Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии: юбил. науч.-техн. сб. Приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»*. М.: ВИАМ, 2017. С. 72–102.
- [24] **Rybnikov A.I., Getsov L.B.** New technique and results of thermal fatigue tests of superalloys and coatings // *Proceedings of the sixth International congress on thermal stresses*. Vienna, Austria, may. 2005. Vol. 1. P. 305–309.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

СЕМЕНОВ Артем Семенович – кандидат физико-математических наук заведующий кафедрой Сопротивления материалов Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: Semenov.Artem@googlemail.com

ГЕЦОВ Леонид Борисович – доктор технических наук ведущий научный сотрудник, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова»

E-mail: guetsov@yahoo.com

Дата поступления статьи в редакцию: 05.10.2019

REFERENCES

- [1] **R.Ye. Shalin, I.L. Svetlov, Ye.B. Kachanov, V.N. Toloraiya, O.S. Gavrilin**, Monokristally nikelovykh zharoprochnykh splavov [Single crystals of heat-resistant nickel alloys]. M.: Mashinostroyeniye, 1997.
- [2] **L.F. Koffin**, O termicheskoy ustalosti staley [Thermal fatigue of steels], Zharoprochnyye splavy pri izmenyayushchikhsya temperaturakh i napryazheniyakh. Pod red. L.B. Getsova i M.G. Taubinoy. L.: Energoizdat, 1960.
- [3] **R.A. Dulnev, P.I. Kotov**, Termicheskaya ustalost metallov [Thermal fatigue of metals]. M: Mashinostroyeniye, 1980.
- [4] **L.B. Getsov**, Materialy i prochnost detaley gazovykh turbin [Materials and strength of gas turbine parts]. Rybinsk: Izd. dom Gazoturbinnyye tekhnologii, 2010.
- [5] **V.Ye. Mikhaylov, V.V. Krivosova, Yu.A. Nozhnitskiy, i dr.**, Raschetnoye opredeleniye resursa rabochikh i napravlyayushchikh lopatok GTU. Ch. 2. Monokristallicheskiye materialy [Computational definition of the resource of working and guide blades of gas turbines. Part 2. Monocrystalline materials], Gazoturbinnyye tekhnologii, 8 (2011) 18–25.
- [6] **A.S. Semenov, A.I. Grishchenko, M.Ye. Kolotnikov, L.B. Getsov**, Konechno-elementnyy analiz termotsiklicheskoy prochnosti lopatok gazovykh turbin. Soobshcheniye 2 [Finite-element analysis of thermal fatigue of gas turbine blades. Part 2. Results of computations], Vestnik UGATU, 23 (2-84) (2019) 61–74.
- [7] **V.A. Besschetnov, A.I. Grishchenko, S.G. Semenov i dr.**, Long-Term Strength Determination for Cooled Blades Made of Monocrystalline Superalloys, Thermal Engineering, 4 (64) (2017) 280–287.
- [8] **L.A. Magerramova, B.Ye. Vasilyev**, Vliyaniye azimutalnoy oriyentatsii v monokristallicheskiy lopatkakh vysokotemperaturnykh gazovykh turbin na ikh napryazhenno-deformirovannoye sostoyaniye i prochnost [Influence of azimuthal orientation in single-crystal blades of high-temperature gas turbines on their stress-strain state and strength], Vestnik UGATU, 4 (44) (2011) 54–58.
- [9] **B. Vasilyev, A. Selivanov**, Numerical method of single-crystal turbine blade static strength estimation taking into account plasticity and creep effects, Materials Physics and Mechanics, 4 (42) (2019) 311–322.
- [10] **G. Cailletaud**, A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals, International Journal of Plasticity, 8 (1991) 55–73.
- [11] **D. Nouailhas, A.D. Freed**, A viscoplastic theory for anisotropic materials, J. Eng. Mater. Technol, 1 (114) 97–104.
- [12] **A.S. Semenov**, Identifikatsiya parametrov anizotropii fenomenologicheskogo kriteriya plastichnosti dlya monokristallov na osnove mikromekhanicheskoy modeli [Identification of anisotropy parameters of phenomenological plasticity criterion for single crystals worked out on the micromechanical model basis], St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 2 (194) (2014) 15–29.
- [13] **A.I. Grishchenko, M.Ye. Kolotnikov i dr.**, Konechno-elementnyy analiz termotsiklicheskoy prochnosti lopatok gazovykh turbin. Soobshcheniye 1 [Finite-element analysis of thermal fatigue of gas turbine blades. Part 1. Material models, fracture criteria, parameter identification], Vestnik UGATU, 23 (1-83) (2019) 70–81.
- [14] **P.V. Trusov, A.Yu. Yants, L.A. Teplyakova**, Pryamaya fizicheskaya uprugovyazkoplasticheskaya model: prilozheniye k issledovaniyu deformirovaniya monokristallov, Fizicheskaya mezomekhanika, 2 (21) (2018) 33–44.
- [15] **L.B. Getsov, A.S. Semenov, A. Staroselsky**, A failure criterion for single crystal superalloys during thermocyclic loading, Materials and Technology, 1 (42) (2008) 3–12.
- [16] **A.S. Semenov, L.B. Getsov**, Thermal fatigue fracture criteria of single crystal heat-resistant alloys and methods for identification of their parameters, Strength of Materials, 1 (46) (2014) 38–48.
- [17] **L.B. Getsov, A.S. Semenov, I.A. Ignatovich**, Thermal fatigue analysis of turbine discs on the base of deformation criterion, International Journal of Fatigue, 97 (2017) 88–97.
- [18] **L.B. Getsov**, O kriterii razrusheniya pri slozhnoy programme nagruzheniya [On the fracture criterion with a complex loading program], Vsesoyuznyy rabochiy simpozium po voprosam malotsiklovoy ustalosti. Kaunas, (1971) 51–55.
- [19] **A.S. Semenov**, PANTOCRATOR – konechno-elementnyy programmnyy kompleks, oriyentirovanny na resheniye nelineynykh zadach mekhaniki [PANTOCRATOR – the finite element program

specialized on the non-linear problem solution], Nauchno-tekhnicheskiye problemy prognozirovaniya nadezhnosti i dolgovechnosti konstr. i metody ikh resheniya : tr. V Mezhdunar. konf. SPb.: Izd-vo SPbGPU, (2003) 466–480.

[20] **A.S. Semenov, S.G. Semenov, L.B. Getsov**, Methods of computational determination of growth rates of fatigue, creep, and thermal fatigue cracks in poly- and monocrystalline blades of gas turbine units, Strength of Materials, 2 (47) (2015) 268–290.

[21] **A. Semenov, B. Melnikov**, Interactive rheological modeling in elasto-visco-plastic finite element analysis, Procedia Engineering, 165 (2016) 1748–1756.

[22] **A.I. Grishchenko, A.S. Semenov, L.B. Getsov**, Modeling inelastic deformation of single crystal

superalloys with account of γ/γ' phases evolution, Materials Physics and Mechanics, 3 (24) (2015) 325–330.

[23] **N.V. Petrushin, O.G. Ospennikova, I.L. Svetlov**, Monokristallicheskiye zharoprochnyye nikelovyye splavy dlya turbinnykh lopatok perspektivnykh GTD [Monocrystalline heat-resistant nickel alloys for perspective turbine turbine blades], Aviatsionnyye materialy i tekhnologii. Yub. nauchn.-tekhn. sb. Prilozheniye k zhurnalu «Aviatsionnyye materialy i tekhnologii», Moscow: VIAM, (2017) 72–102.

[24] **A.I. Rybnikov, L.B. Getsov**, New technique and results of thermal fatigue tests of superalloys and coatings, Proc. of the sixth International congress on thermal stresses. Vienna, Austria, 1 (2005) 305–309.

THE AUTHORS

SEMENOV Artem S. – Peter the Great St. Petersburg polytechnic university

E-mail: Semenov.Artem@googlemail.com

GETSOV LEONID B. – JSC NPO CKTI

E-mail: guetsov@yahoo.com

Received: 05.10.2019



DOI: 10.18721/JEST.25409
УДК 621.762.2

Н.Е. Озерской, А.А. Попович, Б.С. Ермаков

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

ПОЛУЧЕНИЕ СФЕРИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ СПЛАВА ВТ6 ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

В данной работе подробно исследован процесс получения сферического порошка титанового сплава марки ВТ6 с использованием индуктивно-связанной аргоново-гелиевой плазмы из исходного порошка осколочной формы. Был отработан режим процесса сфероидизации, в результате которого был получен сферический, с высоким процентом выхода годного для аддитивных технологий порошок титанового сплава. Была подробно изучена структура титанового сплава до и после процесса сфероидизации. Также были получены результаты гранулометрического и рентгеноструктурного анализа. В результате проведенного анализа структуры был сделан вывод об изменении размеров кристаллитов и величин микронапряжений, были рассчитаны параметры элементарной ячейки, а также её объём до и после процесса сфероидизации исследуемого сплава. Был произведён расчёт значений размеров кристаллитов и микронапряжений в исследуемом сплаве.

Ключевые слова: аддитивные технологии; плазмохимический синтез; сфероидизация; титановый сплав; микроструктура

Ссылка при цитировании:

Озерской Н.Е., Попович А.А., Ермаков Б.С. Получение сферических порошков сплава ВТ6 для применения в технологии селективного лазерного плавления // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 107–115. DOI: 10.18721/JEST.25409

Эта статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

N.E. Ozerskoj, A.A. Popovich, B.S. Ermakov

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

OBTAINING SPHERICAL POWDERS OF GRADE 5 ALLOY FOR APPLICATION IN SELECTIVE LASER MELTING TECHNOLOGY

We have studied in detail the process of obtaining a spherical powder of titanium Grade 5 alloy using inductively coupled argon-helium plasma from the initial powder of the fragmentation form. The mode of spheroidization process was worked out, and a spherical titanium alloy powder with a high percentage of yield suitable for additive technologies was obtained as a result. The structure of the titanium alloy was studied in detail before and after the spheroidization process. The results of granulometric and X-ray diffraction analysis were also obtained. As a result of analysis of the structure, a conclusion was made about the change in the size of crystallites and the magnitude of microstresses, the parameters of the unit cell were calculated, as well as its volume before and after spheroidization of the given alloy. The values of crystallite sizes and microstresses in the alloy were calculated.

Keywords: additive technology; plasmachemical synthesis; spheroidization; titanium alloy; microstructure

Citation:

N.E. Ozerskoi, A.A. Popovich, B.S. Ermakov, Obtaining spherical powders of grade 5 alloy for application in selective laser melting technology, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 107–115. DOI: 10.18721/JEST.25409

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Аддитивные технологии – это послойное наращивание и синтез объекта с помощью компьютерных 3D технологий. Данная технология даёт возможность производства изделий различной произвольной конфигурации, которые сложно получить традиционным процессом литья. Применение аддитивных технологий позволяет более рационально использовать средства и время, т. к. традиционные методы литья производят большое количество отходов, а на изготовление определённой детали требуется много времени. Также использование аддитивных технологий даёт возможность усовершенствования подготовленных готовых изделий созданием на их поверхности других деталей.

Аддитивные технологии нашли своё применение в различных областях науки и техники: авиационная, космическая, машиностроительная промышленность, медицина, фармакология, строительство. Хотя в будущем аддитивные технологии, скорее всего, будут базой на производстве, в настоящее время имеется несколько проблем: трудоёмкость процесса и дороговизна исходных материалов.

Селективное лазерное плавление (SLM) – самый распространённый метод трехмерной печати металлом. Для осуществления данного метода 3D печати необходимо наличие порошка сферической формы, которая обеспечивает высокую текучесть и степень упаковки частиц. В настоящее время для печати используются различные металлические порошки такие как: титан, никель, сталь, алюминиевые сплавы, бронза и драгоценные металлы [1–6].

Титановый сплав ВТ6 (зарубежный аналог Ti-6Al-4V) является одним из самых используемых сплавов, благодаря высокой прочности, пластичности, коррозионной устойчивости. Существует несколько методов получения порошков сферической формы для аддитивных технологий: плазменный процесс с вращающимся электродом, газовая атомизация, плазменная атомизация, а также плазменная сфероидизация [8]. Получаемые порошки с использованием плазменного процесса с вращающимся электродом имеют сферическую форму и обладают высокой текучестью, но имеют существенный недостаток: диапазон размеров составляет 100–300 мкм, а 50 % порошка имеют размер порядка 175 мкм [9]. В процессе газовой атомизации получаемые порошки имеют околосферическую форму, но имеют много частиц-сателлитов. В основном применяется для получения большого количества порошка с малым диаметром частиц (~40 мкм). После процесса плазменной атомизации получаются сферические порошки без частиц-сателлитов, имеющие узкое распределение по размерам частиц со средним значением 40 мкм [10]. Применяется для получения большого количества порошка. В процессе плазменной сфероидизации также получаются порошки сферической формы, с распределением размеров, как у исходного порошка. Возможно применение как в лабораторных так и в промышленных условиях [11–15]

Цель данной работы заключается в получении сферического порошка сплава ВТ6 методом его распыления в пламени индуктивно-связанной плазмы и изучении структуры порошка до и после сфероидизации.

Материал и методика исследования

Получение сферического порошка сплава ВТ6. Индуктивно-связанная плазма представляет собой газовый разряд, образующийся внутри разрядной камеры, возбуждающийся высокочастотным переменным магнитным полем при помощи индукционной катушки. В данной работе использовалась гелиево-аргоновая плазма, возбуждаемая высокочастотным разрядом. Схематичное

изображение данной установки представлено на рис. 1.

В качестве исходного порошка был использован титановый сплав марки ВТ6 (Beijing Xing Rong Yuan Technology Co., LTD. 99,5%), имеющий размер $D_{90}=72$ мкм. В газовой системе установки использовались такие газы как Ar (>99,999 %) и He (>99,999 %). Аргон использовался в качестве защитного, центрального и несущего газов, гелий в качестве дополнительного защитного газа.

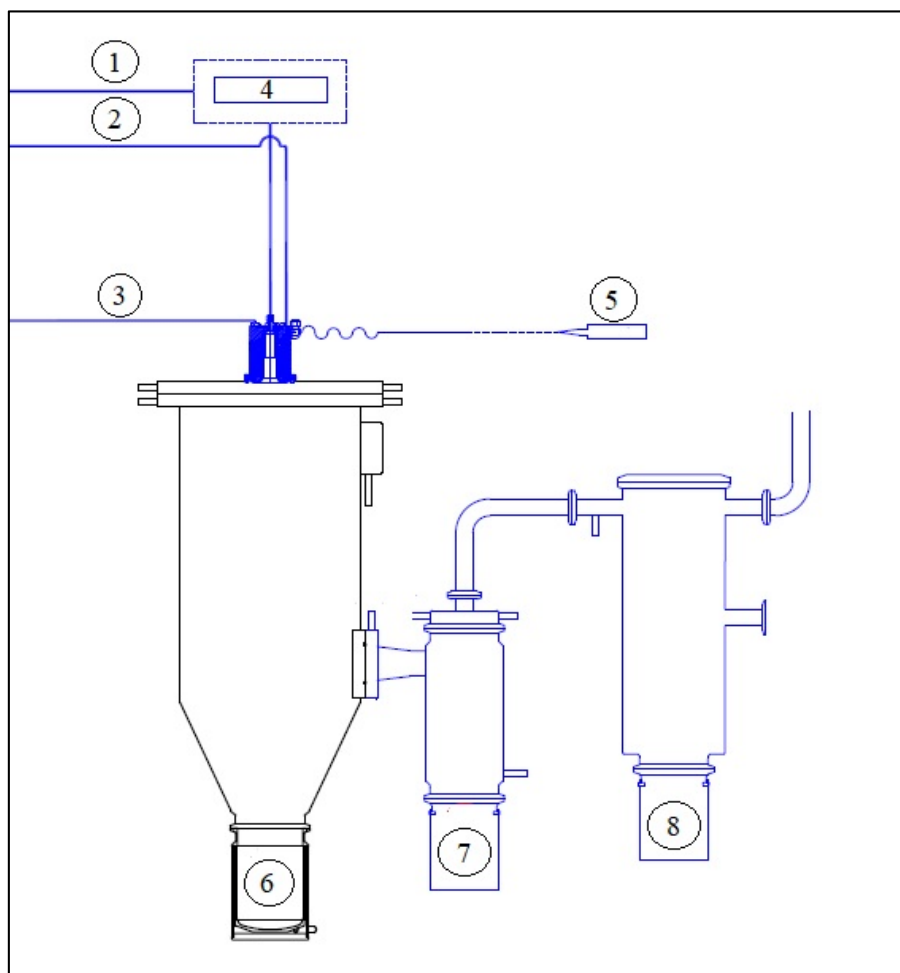


Рис. 1. Схематичное изображение реакторной системы установки TEKNA Tek-15. 1 – несущий газ; 2 – центральный газ; 3 – защитный газ; 4 – податчик порошка; 5 – стартерная линия; 6 – сборочный контейнер реактора; 7 – сборочный контейнер циклона; 8 – сборочный контейнер фильтра

Fig. 1. Schematic representation of the TEKNA Tek-15 reactor system: 1 – carrier gas; 2 – central gas; 3 – sheath gas; 4 – powder feeder; 5 – starter; 6 – reactor assembly container; 7 – cyclone assembly container; 8 – filter assembly container

Исходный порошок титанового сплава предварительно был высушен в вакуумном шкафу при температуре 130°C в течение 12 часов. Затем была выделена определённая фракция порошка в диапазоне 25–53 мкм, выполнено это было использованием просеивающей машины (RETSCH AS 200). Загрузка исходного порошка составила 220 г. После загрузки газовая система установки была продута аргоном для удаления из системы воздуха. Затем была установлена скорость подачи порошка в плазмотрон, которая составила 1200 г/час, путем подбора такта и частоты вибрации податчика порошка. Перед поджигом плазмы были установлены расходы газов: защитного (аргон) – 35 ст.л./мин, центрального – 10 ст.л./мин. Когда мощность установки достигла 1.4 кВт, был произведён поджиг плазмы. По достижении мощности 10 кВт расход защитного газа (аргона) был уменьшен до 10 ст.л./мин, а расход дополнительного защитного газа (гелия) был установлен на уровне 25 ст.л./мин. После достижения максимальной мощности установки (15кВт) и необходимого давления (1 атм.) был установлен расход несущего газа – 2 ст.л./мин.. После этого была активирована подача порошка в зону низкотемпературной плазмы. Время синтеза составило 10 мин 10 сек. После его окончания была проведена продувка системы аргоном для удаления остатков гелия. Затем был снят сборочный контейнер реактора, откуда было извлечено 190 г. полученного порошка.

Исследование полученного порошка. Морфология поверхности была исследована с использованием сканирующего электронного микроскопа (Tescan Maia 3) с детектором флуоресцентного излучения (Bruker X-Flash 6|10). Рентгеноструктурный анализ был проведён с использованием излучения $\text{Cu K}\alpha$ (1,5406+) в диапазоне углов 2θ от 10° до 80° (Bruker D8 Advance) с использованием программного обеспечения TOPAS 5. Лазерным дифрактометром было получено распределение частиц по размеру (Malvern Mastersizer 3000).

Результаты и их обсуждение

Для определения химического состава исходного порошка титанового сплава был проведён рентгенофлуорисцентный анализ. В табл. 1 представлено содержание соответствующих элементов в сплаве.

Таблица 1

Содержание элементов в исследуемом сплаве

Table 1

Elemental composition of the alloy

Элемент	Содержание, масс. %
Титан (Ti)	Основной компонент
Алюминий (Al)	5,5–6,5
Ванадий (V)	3,5–4,5
Углерод (C)	< 0.08
Железо (Fe)	< 0.25
Кислород (O)	< 0.13
Азот (N)	< 0.05
Водород (H)	< 0.012

Используемый порошок сплава ВТ6 по химическому составу соответствует ГОСТу 19807–91 «Титан и сплавы титановые деформируемые. **МАРКИ**».

Гранулометрический анализ полученного в результате сфероидизации порошка показал, что размер 90 % частиц составил менее 53.8 мкм. Распределение размеров частиц до и после сфероидизации по объёму представлено на рис. 2.

На рис. 3 представлены изображения, полученные на сканирующем электронном микроскопе, исследуемого сплава до и после процесса сфероидизации.

Как и следовало из цели работы, частицы титанового сплава приобрели сферическую форму. Исследование на сканирующем электронном микроскопе показало, что размер частиц соответствует гранулометрическому составу, полученному на лазерном дифрактометре.

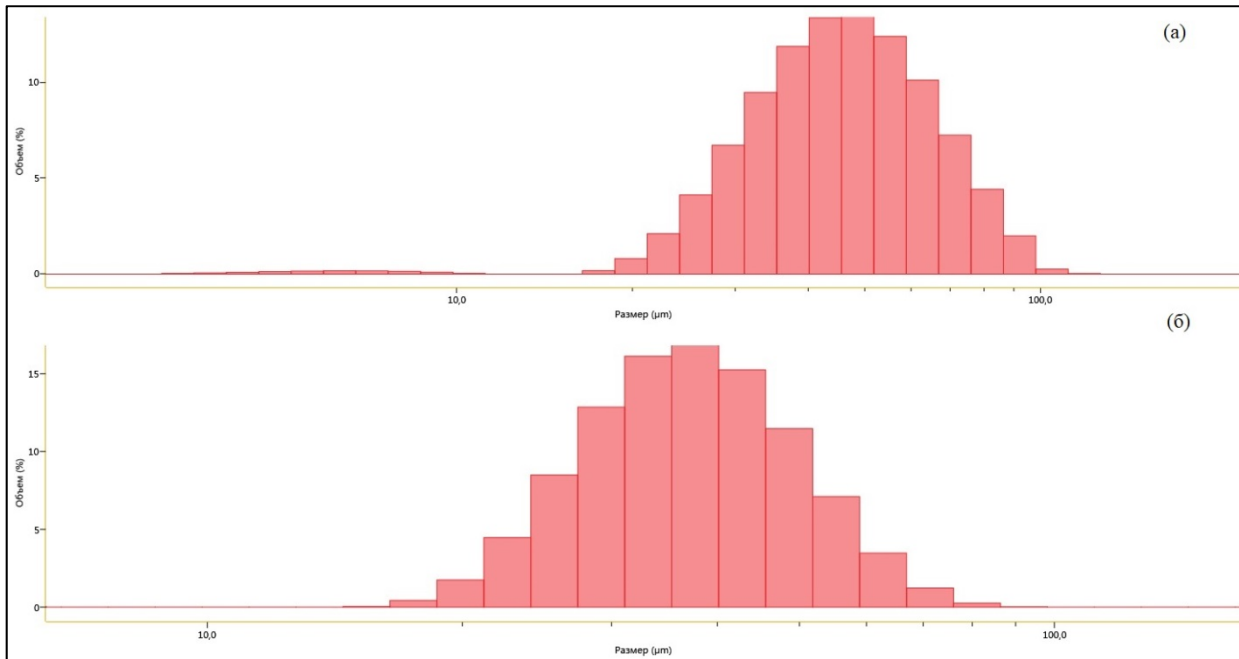


Рис. 2. Распределение размеров частиц по объёму.
 (а) исходного порошка титанового сплава, (б) после процесса сфероидизации

Fig. 2. Distribution of particle sizes by volume.
 (a) the initial titanium alloy powder, (б) after the spheroidization process

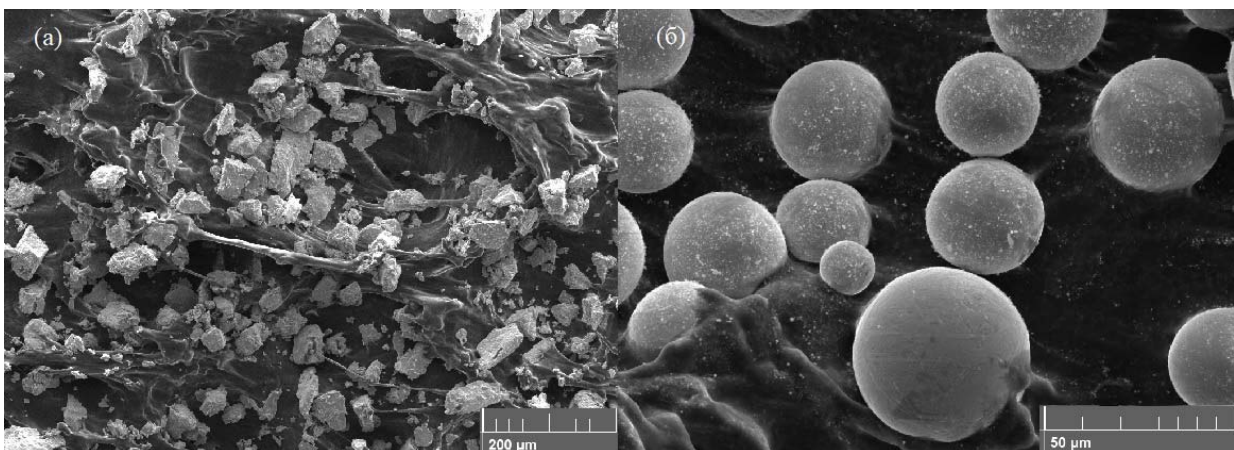


Рис. 3. СЭМ изображения титанового сплава до (а) и после (б) сфероидизации
 Fig. 3. SEM images of titanium alloy before (a) and after (b) spheroidization

В результате проведения рентгеноструктурного анализа были получены дифрактограммы исследуемого сплава до и после сфероидизации (рис. 4).

При более детальном анализе пиков на дифрактограммах видно, что после сфероидизации

интенсивность дифракционных максимумов уменьшается, а ширина увеличивается. Исследуя данное явление, был сделан вывод, что это происходит из-за изменения размеров кристаллитов после проведения процесса сфероидизации, т.к. полуширина дифракционных

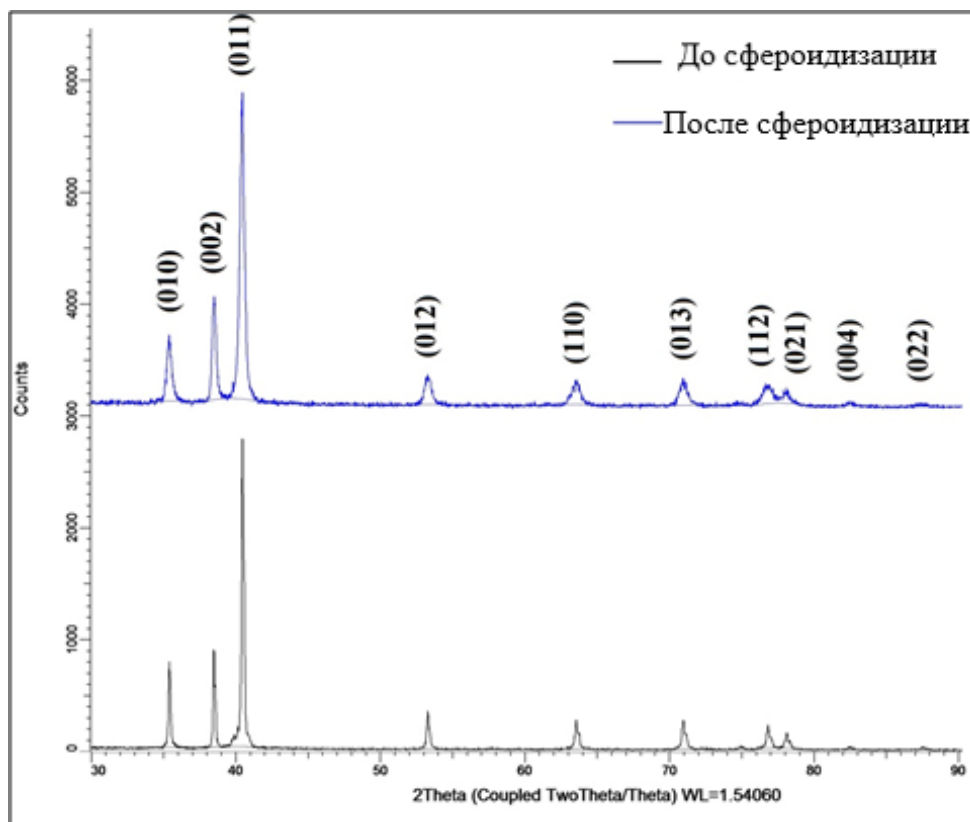


Рис. 4. Дифрактограммы исследуемого сплава титана до (нижняя) и после (верхняя) сфероидизации

Fig. 4. Diffractograms of the investigating titanium alloy before (lower) and after (upper) spheroidization

максимумов зависит от их размеров. Изменение размеров кристаллитов можно объяснить тем фактом, что при сфероидизации в пламени плазмы происходит полный расплав частиц, а затем происходит кристаллизация с высокой ($\sim 10^6$ К/с) скоростью охлаждения, что также вносит свой вклад в изменение величины микронапряжений в частицах исследуемого порошка.

После проведения расчётов размеров кристаллитов были получены значения 311,9 и 191,4 нм до и после сфероидизации соответственно. Величины микронапряжений составили: до сфероидизации – $4,5 \cdot 10^{-4}$, после – $1,34 \cdot 10^{-3}$.

Использование программного обеспечения позволило рассчитать параметры решётки и

объем элементарной ячейки титанового сплава ВТ6 до и после сфероидизации. Полученные данные представлены в табл. 2.

Таблица 2

Параметры решётки и объём элементарной ячейки исследуемого сплава

Table 2

Lattice parameters and volume of unit cell of the alloy under study

	Параметр a, +	Параметр c, +	$V_{эл}$
До сфероидизации	2,92585	4,67484	34,65783
После сфероидизации	2,92951	4,67608	34,75378

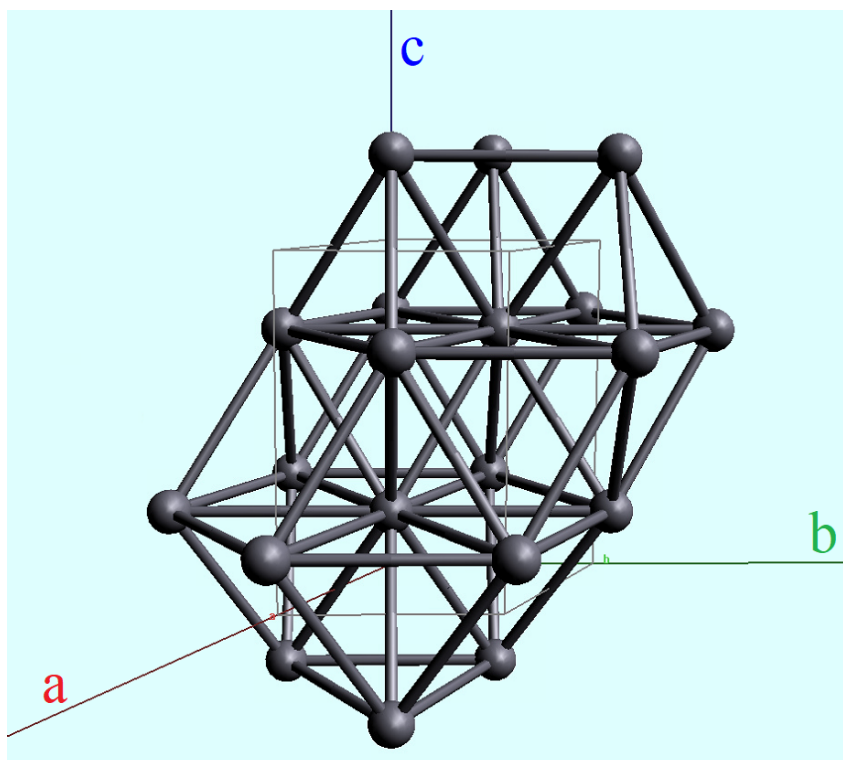


Рис. 5. Кристаллическая структура титанового сплава ВТ6
 Fig. 5. Crystal structure of titanium alloy «Grade 5»

На основе полученной после сфероидизации дифрактограмме была смоделирована кристаллическая структура сплава (рис. 5). Пространственная группа $R\bar{6}3/mmc$ (гексагональная плотнейшая упаковка). Это показывает, что основной компонент сплава (титан) находится в определённой кристаллической модификации, а именно низкотемпературный α -Ti.

Заключение

1. Сферический порошок титанового сплава ВТ6 был получен путём переплавки в потоке индуктивно-связанной плазмы с использованием полупромышленного оборудования Текна с установленным реактором для производства сферических порошков.

2. Исследования фазового состава показали, что полученный порошок имеет гексагональную элементарную ячейку. Параметр решетки a составлял $2,92951 \text{ \AA}$, c - $4,67608 \text{ \AA}$, объем единичной ячейки - $34,75378 \text{ \AA}^3$. Различия в параметрах до и после сфероидизации незначительны.

3. Был сделан вывод об уменьшении размеров кристаллитов ($311,9 \text{ нм}$ до $191,4 \text{ нм}$) и уменьшения значения микронапряжений ($4,5 \cdot 10^{-4}$ до $1,34 \cdot 10^{-3}$) в структуре, что говорит о вытеснении точечных и линейных дефектов из объёма кристаллитов. Уменьшение количества дефектов предотвращает внедрение нежелательных примесей и, соответственно, улучшает определённые характеристики по сравнению с исходным порошком титанового сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Dovbysh V.M., Zabednov P.V., Zlenko M.A. Additive technologies and metal articles // Small cast-er's library. 2014. No. 9, P. 14–71.

[2] Popovich V.A., Borisov E.V., Heurtebise V., Rienslag T., Popovich A.A., Sufiarov V.S. Creep and thermomechanical fatigue of functionally graded inconel

718 produced by additive manufacturing // Minerals, Metals and Materials Series. 2018. Vol. Part F12. P. 85–97.

[3] **Sufiiarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A., Masailo D.V.** Control of structure formation in selective laser melting process // Tsvetnye Metally. 2018. No. 7. P. 68–74.

[4] **Sufiiarov V.Sh., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A.** Evolution of structure and properties of heatresistant nickel alloy after selective laser melting, hot isostatic pressing and heat treatment // Tsvetnye Metally. 2017. No. 1. P. 77–82.

[5] **Popovich, V.A., Borisov, E.V., Popovich, A.A., Masaylo, D.V., Alzina, L.** Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties // Materials and Design. 2017. Vol. 114. P. 441–449.

[6] **Sufiiarov V., Popovich A.A., Polozov I., Masaylo D., Orlov A.** Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy // Materials Letters. 2016. Vol. 179. P. 38–41.

[7] **Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P.** Mechanical properties of AlSi10Mg produced by SLM // Physics Procedia. 2012. No. 39. P. 439–446.

[8] **Yolton C.F., Froes F.H.** Conventional titanium powder production// Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications // Elsevier, Waltham, MA. 2015. P. 51–67.

[9] **Nachtrab W.T., Roberts P.R., Newborn H.A.** Powder metallurgy of advanced titanium alloys // Key Engineering Materials. 1993. No. 77–78. P. 115–140.

[10] **Entezarian M., Allaire F., Tsantrizos P., Drew R.A.L.** Plasma atomization: a new process for the production of fine, spherical powders // JOM. 1996. Vol. 48, is. 6. P. 53–55.

[11] Tekna Plasma Systems Inc. URL: <http://tekna.com/equipment-spheroidizationnanosynthesis-deposition/spheroidization-equipment/> (accessed June 01, 2018).

[12] **Popovich A.A., Razumov N.G., Grigoriev A.V., Samokhin A.V., Sufiiarov V.Sh., Goncharov I.S., Fadeev A.A., Sinaiskii M.A.** Fabrication of the Nb–16Si alloy powder for additive technologies by mechanical alloying and spheroidization in electric-arc discharge thermal plasma // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2018. Vol. 59, no. 6. P. 671–676.

[13] **Razumov N.G., Wang Q.-S., Popovich A.A., Shamshurin A.I.** Fabrication of spherical high-nitrogen stainless steel powder alloys by mechanical alloying and thermal plasma spheroidization // AIP Conference Proceedings. 2018. 1946, 020001. DOI: 10.1063/1.5030305

[14] **Razumov N.G., Popovich A.A., Wang Q.-S.** Thermal Plasma Spheroidization of High-Nitrogen Stainless Steel Powder Alloys Synthesized by Mechanical Alloying // Metals and Materials International. 2018. Vol. 24(2). P. 363–370.

[15] **Григорьев А.В., Разумов Н.Г., Попович А.А., Самохин А.В.** Плазменная сфероидизация порошков на основе сплавов Nb–Si, полученных механическим легированием // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2017. Т. 23. № 1. С. 247–255. DOI: 10.18721/JEST.230125

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ОЗЕРСКОЙ Николай Евгеньевич — инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: nikolaiozerskoi@yandex.ru

ПОПОВИЧ Анатолий Анатольевич — доктор технических наук директор ИММиТ Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: popovicha@mail.ru

ЕРМАКОВ Борис Сергеевич — доктор технических наук ведущий научный сотрудник Санкт-Петербургского политехнического университета

E-mail: ermakov55@bk.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 18.10.2019

REFERENCES

[1] **V.M. Dovbysh, P.V. Zabednov, M.A. Zlenko,** Additive technologies and metal articles, Small caster's library, 9 (2014) 14–71.

[2] **V.A. Popovich, E.V. Borisov, V. Heurtebise, T. Rienslag, A.A. Popovich, V.S. Sufiiarov,** Creep and thermomechanical fatigue of functionally graded



inconel 718 produced by additive manufacturing, Minerals, Metals and Materials Series, Part F12 (2018) 85–97.

[3] **V.Sh. Sufiyarov, E.V. Borisov, I.A. Polozov, D.V. Masailo**, Control of structure formation in selective laser melting process, *Tsvetnye Metally*, 7 (2018) 68–74.

[4] **V.Sh. Sufiyarov, A.A. Popovich, E.V. Borisov, I.A. Polozov**, Evolution of structure and properties of heatresistant nickel alloy after selective laser melting, hot isostatic pressing and heat treatment, *Tsvetnye Metally*, 1 (2017) 77–82.

[5] **V.A. Popovich, E.V. Borisov, A.A. Popovich, D.V. Masaylo, L. Alzina**, Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties, *Materials and Design*, 114 (2017) 441–449.

[6] **V. Sufiyarov, A.A. Popovich, I. Polozov, D. Masaylo, A. Orlov**, Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy, *Materials Letters*, 179 (2016) 38–41.

[7] **K. Kempen, L. Thijs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth**, Mechanical properties of AlSi10Mg produced by SLM, *Physics Procedia*, 39 (2012) 439–446.

[8] **C.F. Yolton, F.H. Froes**, Conventional titanium powder production// *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications*, Elsevier, Waltham, MA, (2015), 51–67.

[9] **W.T. Nachtrab, P.R. Roberts, H.A. Newborn**, Powder metallurgy of advanced titanium alloys, *Key Engineering Materials*, 77–78 (1993) 115–140.

[10] **M. Entezarian, F. Allaire, P. Tsantrizos, R.A.L. Drew**, Plasma atomization: a new process for the production of fine, spherical powders, *JOM*, 48 (6) (1996) 53–55.

[11] Tekna Plasma Systems Inc. URL: <http://tekna.com/equipment-spheroidizationnanosynthesis-deposition/spheroidization-equipment/> (accessed June 01, 2018).

[12] **A.A. Popovich, N.G. Razumov, A.V. Grigoriev, A.V. Samokhin, V.Sh. Sufiyarov, I.S. Goncharov, A.A. Fadeev, M.A. Sinaiskii**, Fabrication of the Nb–16Si alloy powder for additive technologies by mechanical alloying and spheroidization in electric-arc discharge thermal plasma, *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 59 (6) (2018) 671–676.

[13] **N.G. Razumov, Q.-S. Wang, A.A. Popovich, A.I. Shamshurin**, Fabrication of spherical high-nitrogen stainless steel powder alloys by mechanical alloying and thermal plasma spheroidization, *AIP Conference Proceedings*, 2018. 1946, 020001. DOI: 10.1063/1.5030305

[14] **N.G. Razumov, A.A. Popovich, Q.-S. Wang**, Thermal Plasma Spheroidization of High-Nitrogen Stainless Steel Powder Alloys Synthesized by Mechanical Alloying, *Metals and Materials International*, 24 (2) (2018) 363–370.

[15] **U.V. Grigoriev, N.G. Razumov, U.U. Popovich, U.V. Samokhin**, Plasma spheroidization of Nb-Si-based powder alloys obtained by mechanical alloying, *St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology*, 23 (1) (2017) 247–255. DOI: 10.18721/JEST.230125

THE AUTHORS

OZERSKOI Nikolai E. – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: nikolaiozerskoi@yandex.ru

POPOVICH Anatolii A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: popovicha@mail.ru

ERMAKOV Boris S. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: ermakov55@bk.ru

:Received 18.10.2019

DOI: 10.18721/JEST.25410
УДК 621.762.242

А.Э. Ким, Н.Е. Озерской, Б.С. Ермаков, А.А. Попович

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

СИНТЕЗ НАНОПОРОШКА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ В ИНДУКТИВНО-СВЯЗАННОЙ АЗОТНОЙ ПЛАЗМЕ

В данной работе получены сферические нанопорошки с содержанием нитрида алюминия от 11,6 до 48,8 %. Синтез проводился в индуктивно-связанной азотной плазме мощностью 15 кВ. В качестве исходного компонента использовался микронный порошок чистого алюминия (99,9 %). Для повышения концентрации нитрида в плазму одновременно с алюминием был введен меламин как дополнительный источник азота. С помощью рентгеновской дифракции исследован качественный и количественный фазовый состав синтезированных нанодисперсных порошков. Морфология и размер образцов изучены с использованием сканирующей электронной микроскопии и лазерной дифракции. Проанализировано влияние различных параметров синтеза (расходы плазмообразующих газов, скорость и точка подачи исходного порошка в плазму и др.) на конечные свойства нанопорошка. Установлено значительное влияние азотсодержащего компонента и скорость подачи порошка в плазму на содержание нитрида алюминия в конечном порошке.

Ключевые слова: плазмохимический синтез, нитрид алюминия, высокотеплопроводная керамика, порошковая металлургия, индуктивно-связанная плазма

Ссылка при цитировании:

Ким А.Э., Озерской Н.Е., Ермаков Б.С., Попович А.А. Синтез нанопорошка нитрида алюминия в индуктивно-связанной азотной плазме // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 116–123. DOI: 10.18721/JEST.25410

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

A.E. Kim, N.E. Ozerskoi, B.S. Ermakov, A.A. Popovich

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

SYNTHESIS OF ALUMINUM NITRIDE NANOPOWDER IN INDUCTIVELY COUPLED NITROGEN PLASMA

Spherical nanopowders with an aluminum nitride content of 11.6 to 48.8 % have been obtained. The synthesis was carried out in an inductively coupled nitrogen plasma with a power of 15 kV. Pure aluminum micron powder (99.9 %) was used as the starting component. To increase the concentration of nitride, melamine was introduced into the plasma simultaneously with aluminum as an additional source of nitrogen. Using X-ray diffraction, qualitative and quantitative phase composition of the synthesized nanodispersed powders was studied. The morphology and size of the samples were studied using scanning electron microscopy and laser diffraction. The influence of different synthesis parameters (plasma-forming gas consumption, speed and point of supply of the initial powder into the plasma, etc.) on the final properties of the nanopowder is analyzed. A significant effect of the nitrogen-containing component and the feed rate of the powder into the plasma on the content of aluminum nitride in the synthesized powder have been established.

Keywords: plasma-chemical synthesis, aluminum nitride, high-conductivity ceramics, powder metallurgy, inductively coupled plasma

Citation:

A.E. Kim, N.E. Ozerskoi, B.S. Ermakov, A.A. Popovich, Synthesis of aluminum nitride nanopowder in inductively coupled nitrogen plasma, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 116–123. DOI: 10.18721/JEST.25410

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Развитие ряда областей науки и техники вызывает потребность в керамических материалах, обладающих термической и химической стойкостью, высокой теплопроводностью, хорошими диэлектрическими и механическими свойствами [1].

Стремительно возрастающая удельная мощность изделий электронной техники требует более интенсивного охлаждения аппаратуры [2, 3]. Изготовление подложек из высокотеплопроводных материалов является простым способом снижения температуры полупроводниковых устройств. Применяемый в настоящее время разработчиками электронной аппаратуры оксид бериллия хоть и имеет лучшую среди диэлектриков теплопроводность, однако является высокотоксичным, остродефицитным и малодоступным материалом.

В связи с этим, нитрид алюминия привлекает к себе все большее внимание как материал способный заменить ядовитый BeO. Благодаря сочетанию высоких теплопроводных [4–8], диэлектрических [5, 9–11] и механических свойств [12, 13], а также химической стойкости [14] нитрид алюминия может массово применяться как материал подложек и корпусов мощных силовых и сверхвысокочастотных полупроводниковых приборов (диодов, транзисторов, тиристоров), многокристальных модулей, микросхем, мощных светодиодов и других устройств. Кроме того, коэффициент теплового расширения нитрида алюминия ближе к Si и GaAs, которые в электронике применяются как основа кристаллов.

Широкое применение нитрида алюминия сдерживается, в основном, из-за отсутствия эффективных технологий его производства. Наночастицы нитрида алюминия трудно по-

лучить с помощью механической обработки обычных порошков AlN, а известные способы синтеза (прямое азотирование, карботермический синтез [15], химическое осаждение из газовой фазы [16], взрыв алюминиевой проволоки [17]) характеризуются малой производительностью, сложным оборудованием и не всегда обеспечивают наноразмерность порошка.

Плазмохимический синтез является пространственным химическим способом получения высокодисперсных порошков карбидов, нитридов и оксидов является [18, 19]. При этом методе используется низкотемпературная (до 10000 °C) азотная, углеводородная, аммиачная или аргоновая плазма. Высокая скорость образования зародышей новой фазы и малая скорость их роста обеспечивают сферическую форму порошков и размер частиц от 10 нм. Кроме того, плазмохимический синтез отличается достаточно высокой производительностью. Недостатком данного метода является низкая селективность процесса и, вследствие этого, наличие довольно крупных частиц 1 мкм.

Целью данной работы было синтезировать наноразмерный нитрид алюминия в азотной плазме и установить влияние различных параметров синтеза (исходные компоненты, расходы газов, скорость подачи исходного порошка) на конечные свойства порошка нитрида алюминия (химический и фазовый состав, форма и размер частиц).

Методы

Синтез производился с использованием установки с индуктивно-связанной плазмой Текна ТЕК-15kW (рис. 1). Плазма, состоящая из смеси центрального 2 (Ar) и защитного 3

(N₂) газом, зажигается с помощью стартерной линии 6. Микронный порошок чистого алюминия через виброподатчик попадает в плазменный реактор с помощью транспортировочного газа 1 (Ar). Попадая в плазму, алюминиевый порошок испаряется и реагирует с азотной плазмой по реакции:



Точка ввода порошка в плазму регулируется кольцами под инжектором. Пролетая дальше вдоль реактора, материал охлаждается закалочными газами 4 и 5. Затем порошок сепарировается по фракции в отсеке 8 (для частиц микронного размера) и в отсеке 9 (для нанопорошка). По окончании синтеза проводится

пассивация материала. В табл. 1 указаны режимы проведенных экспериментов.

В качестве исходного компонента использовался порошок чистого Al (99,9 %) с размером частиц от 10 до 40 мкм. Во избежание образования агломератов порошок предварительно высушивался в вакууме при температуре 120 °С. С целью определить влияние точки ввода в плазму инжектор устанавливался в четырех разных позициях (эксперименты 1–4). Чтобы увеличить содержание реакционного газа закалочный газ 1 и закалочный газ 2 были заменены на азот (эксперименты 4–10). Для повышения концентрации азота в плазмообразующем газе расход центрального газа был уменьшен в опытах 1, 4, 6.

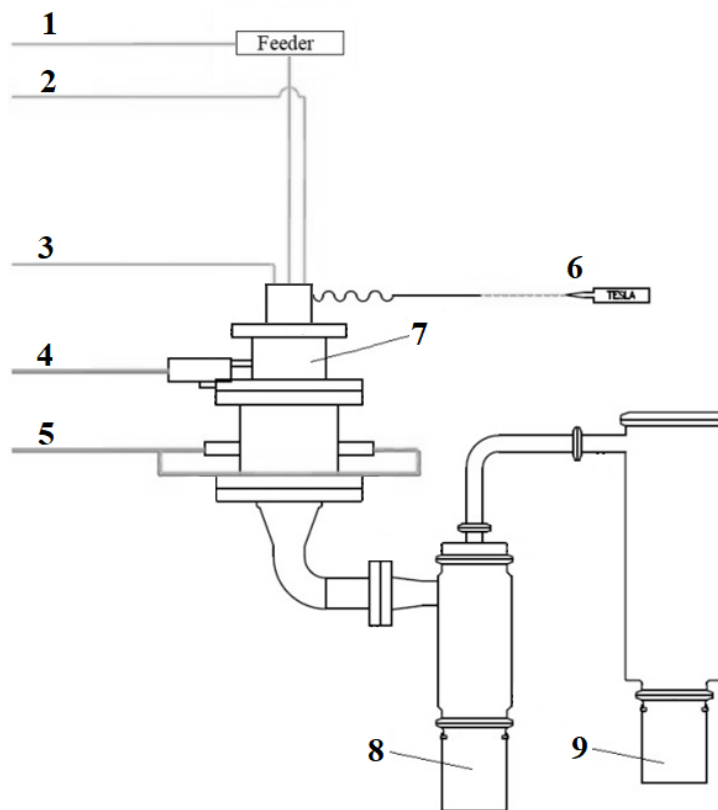


Рис. 1 Схема установки для плазмохимического синтеза:

1 – транспортировочный газ; 2 – центральный газ; 3 – защитный газ;
4 – закалочный газ 1; 5 – закалочный газ 2; 6 – стартерная линия; 7 – реактор;
8, 9 – отсеки сбора для микронного и нанопорошка

Fig. 1 Schematic diagram of installation for plasmachemical synthesis:

1 – carrier gas; 2 – central gas; 3 – sheath gas; 4 – quench gas 1; 5 – quench gas 2;
6 – starter line; 7 – reactor; 8, 9 – micron and nanopowder compartments

Таблица 1

Режимы экспериментов по синтезу нитрида алюминия

Table 1

Modes of experiments on the synthesis of aluminum nitride

№	Фракция	Центральный газ (Ar)	Закалочный газ 1	Закалочный газ 2	Количество колец	Скорость подачи	Содержание AlN
	μm	slpm	slpm	slpm	—	г/мин	%
1	10	10	30 (Ar)	50 (Ar)	2.5	7.5	11,6
2	10	20	30 (Ar)	50 (Ar)	3.5	11	12,5
3	10	20	30 (Ar)	50 (Ar)	3	7.1	13,1
4	10	10	30 (N ₂)	50 (N ₂)	4	5.6	13,5
5	10	20	30 (N ₂)	50 (N ₂)	2.5	6	12,1
6	10	10	30 (N ₂)	50 (N ₂)	2.5	14.4	11,8
7	10	20	30 (N ₂)	50 (N ₂)	2.5	5.2	22,0
8	10	20	30 (N ₂)	50 (N ₂)	2.5	6.8	18,5
9	10	20	30 (N ₂)	50 (N ₂)	2.5	2.1	29,6
10	10 + C ₃ H ₆ N ₆	20	30 (N ₂)	50 (N ₂)	2.5	1.7	48,8

После проведения экспериментов 1–6 в отсеке 8 и в самом реакторе были найдены крупные комки размерами до нескольких миллиметров. В связи с чем, был проведен эксперимент 7 на сниженной мощности плазмотрона 10 кВт, вместо 15 кВт. Кроме того, был проведен эксперимент 9 со сниженной скоростью подачи порошка до 2,1 г/мин.

Для повышения содержания нитрида алюминия в эксперименте 10 исходные порошки алюминия и C₃H₆N₆ были взяты в определенном количестве так, чтобы обеспечивалось мольное соотношение Al:N = 1:1 и перемешаны в этиловом спирте с последующим выпариванием C₂H₅OH. Таким образом, частицы меламина «обволокли» микронный порошок алюминия и получилась однородная смесь.

Качественный и количественный фазовый состав нанопорошков определялся на дифрактометре D8 Advance фирмы Bruker (Cu Kα излучение) с использованием программного обеспечения TOPAS5.

Форма и гранулометрический состав исследовались на лазерном анализаторе размера

частиц Malvern Mastersizer 3000 и растровом электронном микроскопе Mira3 Tescan.

Результаты и их обсуждение

Гранулометрический анализ (табл. 2) полученных порошков показал, что во всех экспериментах большинство частиц (90 %) имеют размеры менее 65 нм. Однако на изображениях, полученных с помощью сканирующего электронного микроскопа (рис. 2) видно, что в образцах присутствуют крупные частицы размерами до 300 нм. Нанодисперсный порошок во всех экспериментах имеет сферическую форму, что объясняется силами поверхностного натяжения, действующими на металл в жидкой фазе.

Таблица 2

Гранулометрический состав порошков

Table 2

Granulometric composition of powders

	d ₁₀ , нм	d ₅₀ , нм	d ₉₀ , нм
Опыт 1	14	33	65
Опыт 5	17	29	58
Опыт 9	18	29	60

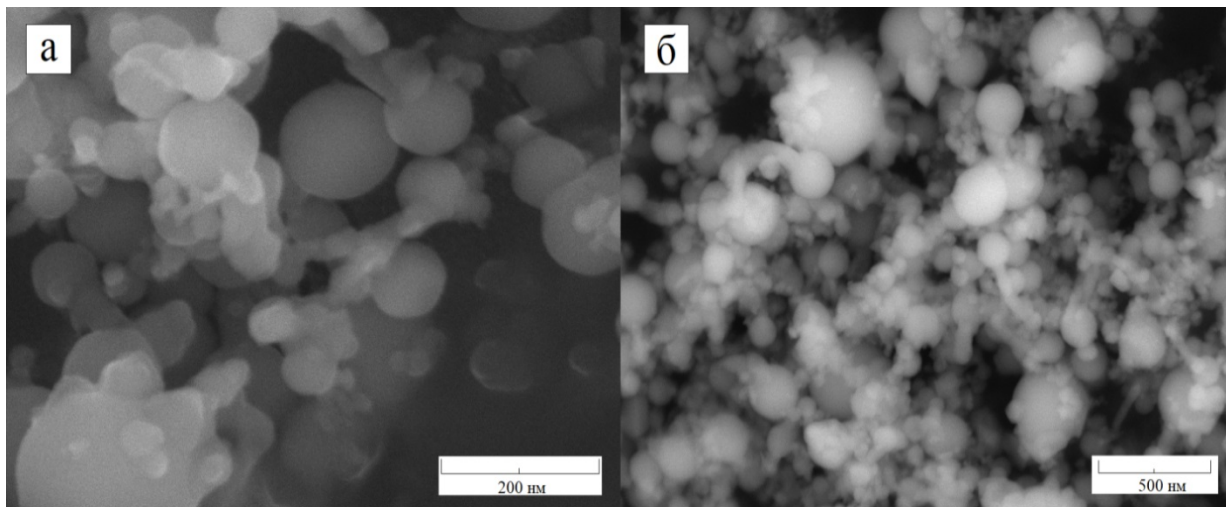


Рис. 2 Морфология синтезированных порошков: а) эксперимент 5, б) эксперимент 9
 Fig. 2 The morphology of synthesized powders: a) experiment 5, б) experiment 9.

Путем изменения высоты инжектора над плазмой (эксперименты 1–4) было установлено, что точка ввода исходного порошка алюминия не влияет ни на дисперсность, ни на выход получаемого нитрида, что говорит о достаточной температуре для полного испарения вводимого порошка, поэтому из технологических соображений дальнейшие эксперименты проводились на минимальной высоте инжектора.

Небольшой выход нанопорошка нитрида алюминия в экспериментах 1–8 (табл. 1) объясняется двумя факторами. Во-первых, после проведения синтеза в отсеке 8 (рис. 1) присутствовали миллиметровые комки спеченного нитрида алюминия, что, вероятно, связано с сильным экзотермическим эффектом реакции (1). Во-вторых, причиной неинтенсивного протекания реакции является большая химическая инертность азота даже при высоких температурах [18]. Существенное снижение скорости подачи порошка до 2,1 г/мин в эксперименте 9 исключило образование крупных комков, и, соответственно, повысило содержание наноразмерного AlN до 29,6 %. Снижение мощности установки плазмохимического синтеза тоже дало положительный эффект, однако в сравне-

нии с уменьшением темпом подачи существенно меньший. На рис. 3 представлен фазовый состав порошков в опытах 5, 9 и 10.

Введение меламина как дополнительного источника азота (эксперимент 10) увеличило концентрацию нитрида алюминия в синтезируемом порошке, что свидетельствует о влиянии азотсодержащего исходного вещества на результат синтеза. Дальнейшие эксперименты с большей концентрацией меламина в исходной смеси не проводились в связи с тем, что на поверхности частиц нитрида осаждалась сажа, которая существенно снижает диэлектрические свойства материала.

Выводы

Синтезирован нанодисперсный порошок Al-AlN ($d_{90} = 65$ нм) и содержанием нитрида от 11,6 до 48,8 %.

В ходе проведения экспериментов было обнаружено, что снижение скорости подачи алюминия в плазму существенно увеличивает концентрацию нитрида в получаемом порошке.

Определено, что расход центрального и состав закалочных газов, а также точка ввода порошка в плазму не влияют на концентрацию нитрида алюминия в конечном порошке.

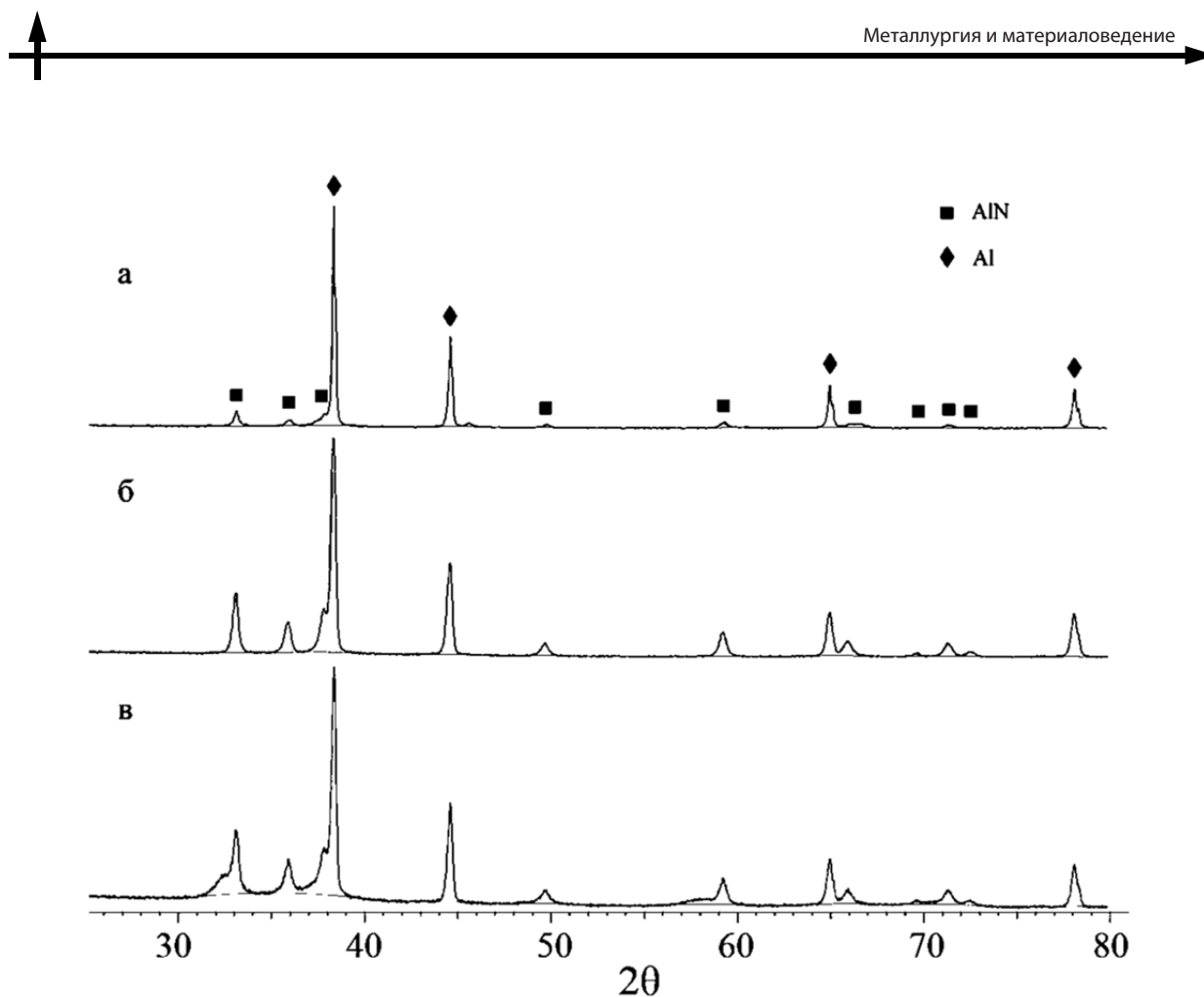


Рис. 3 Дифрактограммы синтезированных порошков: а) эксперимент 5, б) эксперимент 9, в) эксперимент 10
 Fig. 3 X-ray diffraction patterns of synthesized powders: а) experiment 5, б) experiment 9, в) experiment 10

Установлено значительное влияние исходного азотсодержащего компонента на полноту протекания реакции образования нитрида. Молекула чистого газообразного азота обладает одной из наибольших энергией связи, что

обеспечивает слабую реакционную способность даже при высоких температурах. Поэтому для повышения содержания AlN в получаемом порошке необходимо проведение работ по синтезу нитрида алюминия аммиачной плазме.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Qadri S.B., Gorzkowski E.P., Rath B.B., Feng C.R., Amarasinghe R. Synthesis and characterization of nanoparticles of wurtzite aluminum nitride from various nut shells // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. No. 708. P. 67–72.
- [2] Labrador N., Gutiérrez-Campos D., Rapaud O., Ageorges H., Maitre A. Synthesis of AlN nanopowder coated with a thin layer of C, using a thermal plasma reactor. *Ceramics International*, 2019.
- [3] Bian Y., Liu M., Ke G., Chen Y., DiBattista J., Chan E., Yang Y. Aluminum nitride thin film growth and applications for heat dissipation // *Surface and Coatings Technology*. 2015. No. 267. P. 65–69.
- [4] Mikijelja B., Abeb D., Hutcheon R. AlN-based lossy ceramics for high average power microwave devices: performance–property correlation // *Journal of the European Ceramic Society*. 2003. No. 23. P. 2705–2709.
- [5] Kudyakova V.S., Shishkin R.A., Elagin A.A., Baranov M.V., Beketov A.R. Aluminium nitride cubic modifications synthesis methods and its features. Review // *Journal of the European Ceramic Society*. 2017. No. 37(4). P. 1143–1156.
- [6] Bystrov Yu., Vetrov N., Lisenkov A. Plasmachemical Synthesis of Aluminum Based Nitride Compounds in Vacuum Arc Discharge Plasma // *Technical physics letters*. 2012. No. 38. P. 938–940.

- [7] **Choudhary R., Soni A., Mishra P., Mishra D., Kulkarni M.** Synthesis of aluminum nitride thin films and their potential applications in solid state thermoluminescence dosimeters // *Journal of Luminescence*. 2014. No. 155. P. 32–38.
- [8] **Mostovshchikov A., Piyin A., Shmakov A., Zolotarev K.** Investigation of the aluminum nitride formation during the aluminum nanopowder combustion in air // *Physics Procedia*. 2016. No. 84. P. 302–306.
- [9] **Ruckmich S., Kranzmann A., Bischoff E., Brook R.J.** A description of microstructure applied to the thermal conductivity of AlN substrate materials // *Journal of the European Ceramic Society*. 1991. No. 7(5). P. 335–341.
- [10] **Streicher E., Chartier T., Boch P., Denanot M.-F., Rabier J.** Densification and thermal conductivity of low-sintering-temperature AlN materials // *Journal of the European Ceramic Society*. 1990. No. 6(1). P. 23–29.
- [11] **Ni R., Chuo C.-C., Yang K., Ai Y., Zhang L., Cheng Z., ... Zhang Y.** AlGaN-based ultraviolet light-emitting diode on high-temperature annealed sputtered AlN template // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. No. 794. P. 8–12.
- [12] **Schupp T., Rossbach G., Schley P., Goldhahn R., Esser N., Cobet C., Lischka K., Josef D.** MBE growth of cubic AlN on 3C-SiC substrate // *Phys. Status Solidi*. 2010. No. 207. P. 1365–1368
- [13] **Lin, N., He, Y., Zou, J.** Enhanced mechanical properties and oxidation resistance of tungsten carbide-cobalt cemented carbides with aluminum nitride additions // *Ceramics International*. 2017. No. 43 (8). P. 6603–6606.
- [14] **Qin Z., Zeng Y., Hua Q., Xu Q., Shen X., Min Y.** Synergistic effect of hydroxylated boron nitride and silane on corrosion resistance of aluminum alloy 5052 // *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers*. 2019.
- [15] **Qin M., Du X., Li Z., Humail I., Qu X.** Synthesis of aluminum nitride powder by carbothermal reduction of a combustion synthesis precursor // *Materials Research Bulletin*. 2008. No. 43. P. 2954–2960.
- [16] **Choudhary R., Soni A., Mishra P., Mishra D., Kulkarni M.** Synthesis of aluminum nitride thin films and their potential applications in solid state thermoluminescence dosimeters // *Journal of Luminescence*. 2014. No. 155. P. 32–38
- [17] **Ognjanović S.M., Winterer M.** Optimizing particle characteristics of nanocrystalline aluminum nitride // *Powder Technology*. 2018. No. 326. P. 488–497.
- [18] **Kim K.** Plasma synthesis and characterization of nanocrystalline aluminum nitride particles by aluminum plasma jet discharge // *Journal of Crystal Growth*. 2005. No. 283(3–4). P. 540–546.
- [19] **Vollath D.** Plasma synthesis of nanopowders // *Journal of Nanoparticle Research*. 2008. Ni, 10(S1). P. 39–57.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

КИМ Артем Эдуардович – студент-магистр Санкт-Петербургского политехнического университета

E-mail: artem_7.kim@mail.ru

ОЗЕРСКОЙ Николай Евгеньевич – инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: nikolaiozerskoi@yandex.ru

ЕРМАКОВ Борис Сергеевич – доктор технических наук ведущий научный сотрудник Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: ermakov55@bk.ru

ПОПОВИЧ Анатолий Анатольевич – доктор технических наук директор ИММиТ Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого E-mail: popovicha@mail.ru

дата поступления статьи в редакцию: 21.10.2019

REFERENCES

- [1] S.B. Qadri, E.P. Gorzkowski, B.B. Rath, C.R. Feng, R. Amarasinghe, Synthesis and characterization of nanoparticles of wurtzite aluminum nitride from various nut shells, *Journal of Alloys and Compounds*, 708 (2017) 67–72.
- [2] N. Labrador, D. Gutiérrez-Campos, O. Rapaud, H. Ageorges, A. Maitre, Synthesis of AlN nanopowder coated with a thin layer of C, using a thermal plasma reactor. *Ceramics International*, (2019).

- [3] **Y. Bian, M. Liu, G. Ke, Y. Chen, J. DiBattista, E. Chan, Y. Yang**, Aluminum nitride thin film growth and applications for heat dissipation, *Surface and Coatings Technology*, 267 (2015) 65–69.
- [4] **B. Mikijelja, D. Abeb, R. Hutcheon**, AlN-based lossy ceramics for high average power microwave devices: performance–property correlation, *Journal of the European Ceramic Society*, 23 (2003) 2705–2709.
- [5] **V.S. Kudyakova, R.A. Shishkin, A.A. Elagin, M.V. Baranov, A.R. Beketov**, Aluminium nitride cubic modifications synthesis methods and its features. Review, *Journal of the European Ceramic Society*, 37 (4) (2017) 1143–1156.
- [6] **Yu. Bystrov, N. Vetrov, A. Lisenkov**, Plasmachemical Synthesis of Aluminum Based Nitride Compounds in Vacuum Arc Discharge Plasma, *Technical physics letters*, 38 (2012) 938–940.
- [7] **R. Choudhary, A. Soni, P. Mishra, D. Mishra, M. Kulkarni**, Synthesis of aluminum nitride thin films and their potential applications in solid state thermoluminescence dosimeters, *Journal of Luminescence*, 155 (2014) 32–38.
- [8] **A. Mostovshchikov, A. Ilyin, A. Shmakov, K. Zolotarev**, Investigation of the aluminum nitride formation during the aluminum nanopowder combustion in air, *Physics Procedia*, 84 (2016) 302–306
- [9] **S. Ruckmich, A. Kranzmann, E. Bischoff, R.J. Brook**, A description of microstructure applied to the thermal conductivity of AlN substrate materials, *Journal of the European Ceramic Society*, 7 (5) (1991) 335–341.
- [10] **E. Streicher, T. Chartier, P. Boch, M.-F. Denanot, J. Rabier**, Densification and thermal conductivity of low-sintering-temperature AlN materials, *Journal of the European Ceramic Society*, 6 (1) (1990) 23–29.
- [11] **R. Ni, C.-C. Chuo, K. Yang, Y. Ai, L. Zhang, Z. Cheng, ... Y. Zhang**, AlGaIn-based ultraviolet light-emitting diode on high-temperature annealed sputtered AlN template, *Journal of Alloys and Compounds*, 794 (2019) 8–12.
- [12] **T. Schupp, G. Rossbach, P. Schley, R. Goldhahn, N. Esser, C. Cobet, K. Lischka, D. Josef**, MBE growth of cubic AlN on 3C-SiC substrate, *Phys. Status Solidi*, 207 (2010) 1365–1368
- [13] **N. Lin, Y. He, J. Zou**, Enhanced mechanical properties and oxidation resistance of tungsten carbide-cobalt cemented carbides with aluminum nitride additions, *Ceramics International*, 43(8) (2017) 6603–6606.
- [14] **Z. Qin, Y. Zeng, Q. Hua, Q. Xu, X. Shen, Y. Min**, Synergistic effect of hydroxylated boron nitride and silane on corrosion resistance of aluminum alloy 5052, *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers*, (2019).
- [15] **M. Qin, X. Du, Z. Li, I. Humail, X. Qu**, Synthesis of aluminum nitride powder by carbothermal reduction of a combustion synthesis precursor, *Materials Research Bulletin*, 43 (2008) 2954–2960.
- [16] **R. Choudhary, A. Soni, P. Mishra, D. Mishra, M. Kulkarni**, Synthesis of aluminum nitride thin films and their potential applications in solid state thermoluminescence dosimeters, *Journal of Luminescence*, 155 (2014) 32–38
- [17] **S.M. Ognjanović, M. Winterer**, Optimizing particle characteristics of nanocrystalline aluminum nitride, *Powder Technology*, 326 (2018) 488–497.
- [18] **K. Kim**, Plasma synthesis and characterization of nanocrystalline aluminum nitride particles by aluminum plasma jet discharge, *Journal of Crystal Growth*, 283(3-4) (2005) 540–546.
- [19] **D. Vollath**, Plasma synthesis of nanopowders, *Journal of Nanoparticle Research*, 10(S1) (2008) 39–57.

THE AUTHORS

KIM Artem E. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: artem_7.kim@mail.ru

OZERSKOI Nikolai E. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: nikolaiozerskoi@yandex.ru

ERMAKOV Boris S. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: ermakov55@bk.ru

POPOVICH Anatolii A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: popovicha@mail.ru

Received: 21.10.2019

ДМИТРИЙ КОНСТАНТИНОВИЧ ЧЕРНОВ И ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ – РАЗВИТИЕ РОССИЙСКОЙ ШКОЛЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

В статье показан вклад Д.К. Чернова в организацию металлургического отделения Санкт-Петербургского политехнического института. Д.К. Чернов, отказавшись от личного участия в работе Политехнического института, рекомендовал в качестве достойного кандидата для кафедры металлургии своего преемника по должности главного металлурга Обуховского завода инженера А.А. Ржешотарского. На долю А.А. Ржешотарского выпала разработка постановки преподавания и практических работ на металлургическом отделении. По рекомендации А.А. Ржешотарского для преподавания дисциплин металлургического цикла был приглашен А.А. Байков – будущий академик АН СССР. Одной из важных заслуг А.А. Байкова в области металлографии (металловедения) было распространение в России вслед за Д.К. Черновым и А.А. Ржешотарским методов металлографических исследований. В статье отмечен большой вклад в развитие материаловедения выпускников Политехнического института академиков АН СССР Курдюмова Г.В. и Горынина И.В., а также ректора Санкт-Петербургского Политехнического университета Петра Великого, академика РАН Рудского А.И.

Ключевые слова: Чернов Д.К., политехнический институт, металлургия, материаловедение

Ссылка при цитировании:

Демидов А.И. Дмитрий Константинович Чернов и Политехнический институт – развитие российской школы материаловедения // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 124–132. DOI: 10.18721/JEST.25411

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

A.I. Demidov

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

DMITRY KONSTANTINOVICH CHERNOV AND POLYTECHNIC INSTITUTE: EVOLUTION OF RUSSIAN SCHOOL OF MATERIALS SCIENCE

The article describes the contributions made by D.K. Chernov to organizing the Department of Metallurgy of the St. Petersburg Polytechnic Institute. Refusing to participate in the work of the Polytechnic Institute personally, Chernov recommended his successor as chief metallurgist of the Obukhov Plant, engineer A.A. Rzheshotarsky, as a worthy candidate for the Department of Metallurgy. Rzheshotarsky contributed to organizing teaching and practical work in the Department of Metallurgy. Rzheshotarsky recommended to invite A.A. Baykov, future academician of the USSR Academy of Sciences, to teach the disciplines of the metallurgical cycle. One of Baykov's important achievements in the field of metallography was popularizing, following in Chernov's and Rzheshotarsky's footsteps, methods of metallographic research in Russia. The article describes the great contribution to development of materials science made by graduates of the Polytechnic Institute, academicians of the USSR Academy of Sciences G.V. Kurdyumov and I.V. Gorynina, as well as the rector of St. Petersburg Polytechnic University Peter the Great academician A.I. Rudskoy.

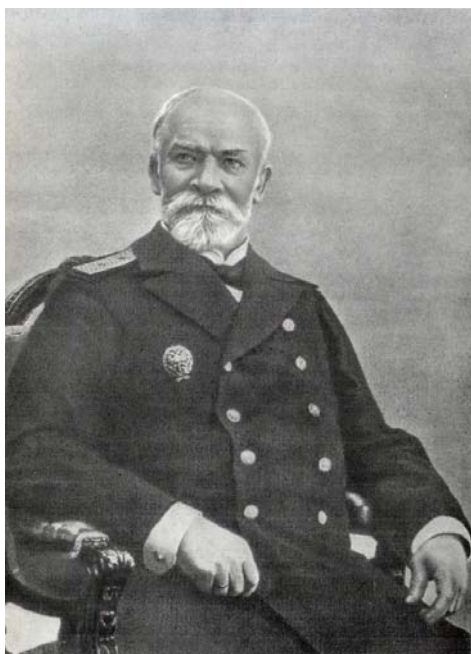
Keywords: Chernov D.K., Polytechnic Institute, metallurgy, metal science

Citation:

A.I. Demidov, Dmitry Konstantinovich Chernov and polytechnic institute: evolution of russian school of materials science, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 124–132. DOI: 10.18721/JEST.25411

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

В начале 1899 года при организации Санкт-Петербургского политехнического института (ныне Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого) великий русский металлург Дмитрий Константинович Чернов (1839–1921) [1–3] – профессор металлургии Михайловской артиллерийской академии (Петербург), планировался на должность декана металлургического отделения СПбПИ, поэтому он принимал участие в работе «Особой строительной комиссии по сооружению зданий Петербургского политехнического института» и «Комиссии по разработке учебных планов и программ» [4].



Дмитрий Константинович Чернов
Dmitry K. Chernov

В основание технического образования в институте было положено основательное изучение теоретических предметов (математики, физики механики, химии), а не прикладных наук. Было учтено, что практические, чисто технические сведения имеют лишь временное значение и с изменением техники могут оказаться совершенно непригодными. Инженер сам должен уметь применять фундаментальные науки к технике, чтобы не предоставлять это дело математикам, физикам и т.д. Эти соображения нашли отражение в учебных планах отделений. Все четыре отделения (коммерческое, кораблестроительное,

металлургическое и электромеханическое А.Д.) не повторяют какой-либо высшей технической школы России. Так, металлургическое отделение, в отличие от горных учебных заведений, основное внимание должно уделять изучению способов обработки руд, отводя горные науки на второй план. Выделена особая специальность электрохимия, учитывая нарастающую роль электричества в металлургии [4].

К сожалению, Дмитрий Константинович Чернов от должности декана металлургического отделения и от преподавания в Политехническом институте отказался.

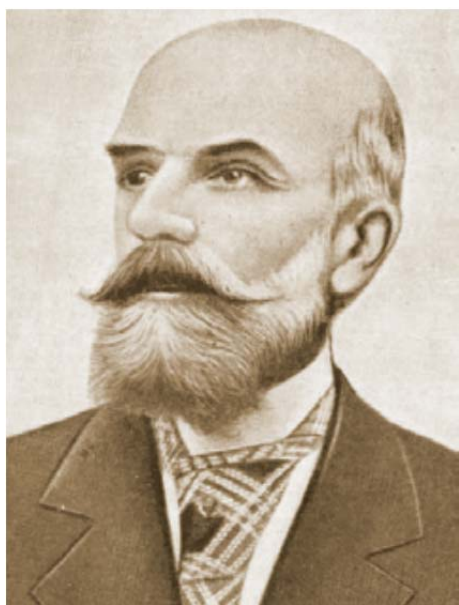
В адресе, поднесенном Д.К. Чернову по случаю 75-летия (1914) от имени Петроградского Политехнического Института Императора Петра Великого, отмечалось: «Чествуя в Вашем лице, глубокоуважаемый Дмитрий Константинович, знаменитого металлурга и профессора, Петроградский Политехнический Институт Императора Петра Великого вспоминает с глубокой признательностью о Вашем участии в организации Металлургического Отделения Института и выражает Вам горячие пожелания здоровья и счастья на многие годы» [5].

Первым деканом металлургического отделения стал профессор Николай Александрович Меншуткин (1842–1907) [6, 7], имеющий большой педагогический опыт и организаторский способности, проявившиеся при его работе в Санкт-Петербургском университете.



Николай Александрович Меншуткин
Nikolai A. Menshutkin

Д.К. Чернов, отказавшись от личного участия в работе Политехнического института, указал в качестве достойного кандидата для кафедры металлургии своего преемника по должности главного металлурга Обуховского завода инженера Альфонса Александровича Ржешотарского [8].



Альфонс Александрович Ржешотарский
Alfons A. Rzheshotarsky

В 1876 г. А.А. Ржешотарский (1847–1904) [9–11] был приглашен на Обуховский сталелитейный завод на должность помощника заведующего бессемеровским цехом. Заведующим бессемеровским цехом в ту пору на заводе был Дмитрий Константинович Чернов. После ухода Д.К. Чернова с завода в 1880 г. А.А. Ржешотарский сменил его на должности руководителя бессемеровского цеха, в 1899 г. стал главным металлургом завода. По его инициативе на Обуховском заводе в 1895 г. была организована первая в России микрофотографическая лаборатория. В 1898 г. появляются первые результаты деятельности этой лаборатории – монография и атлас «Микроскопические исследования железа, стали и чугуна», уже в следующем году удостоенные

золотой медали Императорского русского технического общества. В 1902 г. А.А. Ржешотарский стал ординарным профессором кафедры металлургии, не прекращая работы на заводе. На его долю выпала разработка постановки преподавания и практических работ на металлургическом отделении.

Летом 1902 г. декан металлургического отделения Н.А. Меншуткин, по рекомендации А.А. Ржешотарского, пригласил Александра Александровича Байкова для преподавания дисциплин металлургического цикла [4]. А.А. Ржешотарский хорошо знал А.А. Байкова по работе в комиссии при Инженерном совете Министерства путей сообщения, занимавшейся исследованием процессов производства рельсового металла. В состав этой комиссии входил также и Д.К. Чернов.



Александр Александрович Байков
Alexander A. Baykov

Байков Александр Александрович (1870–1946) [12, 13]. Окончил математическое отделение физико-математического факультета Санкт-Петербургского университета в 1893 г. В соответствии с Положением о Политехническом институте для получения звания адъ-

юнкта по металлургии А.А. Байкову необходимо было сдать соответствующие экзамены и защитить диссертацию. Для работы над диссертацией Совет Политехнического института в ноябре 1902 г. командировал А.А. Байкова в Париж, в лабораторию Ле-Шателье, сроком на один год. По возвращении в Петербург в конце 1903 г. А.А. Байков успешно сдал экзамены по металлургии и химии, защитил диссертацию на тему: «Исследование сплавов меди и сурьмы и явлений закалки в них наблюдаемых» и после прочтения двух пробных лекций был утвержден Советом Политехнического института в звании адъюнкта по металлургии. В истории Политехнического института в Петербурге это было первое присуждение звания адъюнкта. Сразу после этого А.А. Байков был избран на должность экстраординарного профессора металлургии и технической химии. С 1904 г. началась многолетняя работа А.А. Байкова в Политехническом институте, которая продолжалась до декабря 1941 г. На А.А. Байкова было возложено чтение курсов общей металлургии, металлургии цветных металлов, металлографии и заведывание комплексом лабораторий металлургического профиля, включающим собственно металлургическую и металлографическую лаборатории, также лабораторию технического и горнометаллургического анализа. Введение в учебные планы металлографии с выполнением соответствующих лабораторных работ было новым не только для России, но и для других стран. С 1909 г. А.А. Байков – ординарный профессор, в 1925–1928 гг. – ректор Политехнического института, с 1930 г. – заведующий кафедрой «Общая металлургия» в Ленинградском металлургическом институте (ЛМИ) – Ленинградском индустриальном институте (ЛИИ) и в Ленинградском политехническом институте им. М.И. Калинина (ЛПИ).

А.А.К. Байков внес большой вклад в создание теории металлургических процессов, в ис-

следование процессов твердения вязущих веществ, их коррозионной устойчивости в различных средах, был крупнейшим специалистом в области металлографии черных и цветных металлов. В 1927 г. он стал членом-корреспондентом, с 1932 г. – действительным членом Академии наук СССР.

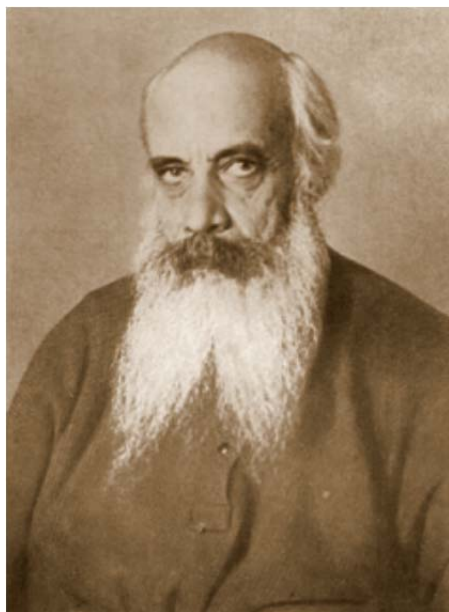
Одной из важных заслуг А.А. Байкова в области металлографии (металловедения) было распространение в России вслед за Д.К. Черновым и А.А. Ржешотарским методов металлографических исследований.

После смерти А.А. Ржешотарского в 1904 г. на его должность был приглашен профессор Высшего горного училища в Екатеринославле (Днепропетровске) Михаил Александрович Павлов (1863–1958) [14–16] – академик АН СССР (1932).



Михаил Александрович Павлов
Mikhail A. Pavlov

По инициативе М.А. Павлова в 1907 г. на должность профессора металлургии СПбПИ был приглашен крупный специалист в области производства стали Владимир Ефимович Грум-Гржимайло (1864–1928) [17] – член-корреспондент АН СССР (1927).



Владимир Ефимович Грум-Гржимайло
Vladimir E. Grum-Grzhimailo



Георгий Вячеславович Курдюмов
Georgiy V. Kurdyumov

В своих воспоминаниях выпускник металлургического отделения СПбПИ 1912 года – Гудцов Николай Тимофеевич (1885–1957) [18] – академик АН СССР (1939) писал: «Политехнический институт стал известен во всем нашем отечестве металлургической школой М.А. Павлова – В.Е. Грум-Гржимайло – А.А. Байкова. Бывшие питомцы этой замечательной тройки – инженеры-практики, научные работники, профессора, академики – с неизменной благодарностью и теплотой вспоминают своих учителей» [19].

В 1969 г. Совет Министров СССР удовлетворил просьбу Академии наук СССР об учреждении золотой медали имени Дмитрия Константиновича Чернова. Золотая медаль имени Д.К. Чернова присуждается за выдающиеся труды в области физикохимии металлургических процессов и металловедения. Два выпускника Политехнического института были награждены этой медалью: выпускник 1926 г. – академик АН СССР Курдюмов Георгий Вячеславович и выпускник 1949 г. – академик Горынин Игорь Васильевич.

Курдюмов Георгий Вячеславович (1902–1996) [20, 21] был удостоен золотой медали имени Д.К. Чернова за цикл работ по мартенситным превращениям и структуре мартенсита (1979). Интересно отметить, что дипломная работа Г.В. Курдюмова, защищенная им на физико-механическом факультете ЛПИ им. М.И Калинина в 1926 г., называлась «К вопросу о природе мартенсита» [20]. Как оказалось, дипломная работа Г.В. Курдюмова породила целое направление в науке о строении металлов, или, более широко, в материаловедении. Через 50 лет после защиты дипломной работы, в 1976 г., на международной конференции в Японии «Новые аспекты мартенситных превращений» состоялось специальное заседание, посвященное этому событию. На заседании с докладом «50 лет мартенситу с Г.В. Курдюмовым» выступил известный американский учёный Морис Коэн. В своём докладе М. Коэн сказал: «Вся жизнь Г.В. Курдюмова посвящена исследованию мартенситных превращений и технологическим проблемам, основанным на научных достижениях. Он, фактически, был



руководителем исследовательских работ почти трёх поколений металлофизиков в Советском Союзе. ...Большинство работ из разных стран, посвященных новым аспектам мартенситных превращений, базируется на исследованиях Г.В. Курдюмова и его коллег».

Горынин Игорь Васильевич (1926–2015) [22] был удостоен золотой медали имени Д.К. Чернова за цикл работ «Новые конструкционные стали и титановые сплавы для работы в экстремальных условиях» (1999).



Игорь Васильевич Горынин
Igor V. Gorynin

И.В. Горынин – создатель и руководитель научной материаловедческой школы в области разработки высокопрочных свариваемых конструкционных материалов для эксплуатации в экстремальных условиях, прогрессивных технологий их промышленного производства и сварки. Эти материалы успешно применяются в судостроении, атомной энергетике, при создании морской инженерной техники и многих других отраслях. Как отмечал в своей книге «Размышления с оптимизмом» [22] Игорь Васильевич: «Современное материаловедение как междисциплинарная наука, объединяю-

щая в себе физику, химию, математику, занимает новые позиции, превращается из науки, в основном оценивающей качество материалов, в науку, включающую в себя и математическую количественную оценку. Толчком к этому переходу стало компьютерное моделирование при создании новых материалов и нанотехнологических процессов».

Как известно, правительство Санкт-Петербурга и Петербургский научный центр РАН ежегодно присуждают премию имени Дмитрия Константиновича Чернова за выдающиеся научные результаты в области материаловедения. В 2009 г. лауреатом этой премии стал нынешний ректор Санкт-Петербургского Политехнического университета Петра Великого, академик РАН Андрей Иванович Рудской – выпускник физико-металлургического факультета ЛПИ им. М.И. Калинина (1981) [23].



Андрей Иванович Рудской
Andrey I. Rudskoy

В своей книге «**Научные основы управления структурой и свойствами сталей в процессах термомеханической обработки**», выпущенной в 2019 г., [24] Андрей Иванович пишет: «Согласно Стратегии научно-технического развития Российской Федерации, утвержденной

Президентом 01.12.2016, одной из наиболее значимых и актуальных задач для экономики страны является переход к передовым цифровым интеллектуальным производственным технологиям, роботизированным системам, новым материалам и способам конструирования, создание систем обработки больших объемов данных, искусственного интеллекта. Настало время и для металлургических интеллектуальных технологий. Для этого в настоящее время созданы и создаются необходимые предпосылки. Одной из проблем подобного рода, решаемых в Политехническом университете Петра Великого, является разработка технологий производства сталей с заданной

структурой и механическими свойствами, технологий производства новых сталей, способов минимизация издержек на их освоение и производство».

Таким образом, можно сказать, что будущее за вычислительным металловедением – составной частью цифровых технологий обработки материалов.

Металловедческая школа Политехнического университета, созданная трудами учеников и последователей Дмитрия Константиновича Чернова, успешно развивается, и следует ожидать новых успехов в области металловедения, полученных выпускниками Политехнического университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Нессельштраус Г.З.** Жизнь и деятельность Д.К. Чернова – основателя металлографии // Д.К. Чернов и наука о металлах / под ред. акад. Н.Т. Гудцова. Л.; М.: Металлургиздат, 1950. С. 7–59.
- [2] **Гумилевский Л.И.** Чернов / науч. ред. И.Я. Конфедератов. М.: Молодая гвардия, 1975. 208 с.
- [3] **Шерстнев Г.Р., Морозова С.Г.** Д.К. Чернов. Взгляд сквозь годы. СПб: ООО «Первый издательско-полиграфический холдинг», 2019. 248 с.
- [4] **Смелов В.А.** Санкт-Петербургский дореволюционный. СПб.: ООО «Береста», 2012. 620 с.
- [5] Петроградский Политехнический Институт Императора Петра Великого // Журн. русского металлург. о-ва. 1915. № 1. С. VII–VIII.
- [6] **Меншуткин Б.Н.** Жизнь и деятельность Николая Александровича Меншуткина. СПб.: Тип. М. Фроловой, 1908. 376 с.
- [7] **Морачевский А.Г.** Отец и сын Меншуткины. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. 123 с.
- [8] **Монастырский Д.Н.** Биография А.А. Байкова // Байков А.А. Собрание трудов. Т. 1. Статьи, выступления и речи. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1952. С. 9–40.
- [9] **Байков А.А.** Альфонс Александрович Ржевотарский (некролог) // Байков А.А. Собрание трудов. Т. 1. Статьи, выступления и речи. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1952. С. 177–181.
- [10] **Данилевский В.В.** Русская техника. 2-е изд., испр. и доп. Л.: Ленингр. газетно-журнальное и книжное изд-во, 1948. 548 с.
- [11] Русские ученые-металловеды. П.П. Аносов, Н.В. Калакуцкий, А.А. Ржевотарский, Н.И. Беляев, А.Л. Бабошин, М.Г. Окнов / общ. ред. и вступ. статьи Д.М. Нахимова и А.Г. Рахштадта. М.: Машгиз, 1951. 504 с.
- [12] **Моторина Л.А.** Байков Александр Александрович // Санкт-Петербургский государственный политехнический университет в XX – начале XXI века. Исторические очерки о его руководителях / под ред. Н.П. Гербылевой. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2005. С. 187–203, 431–432.
- [13] **Морачевский А.Г.** Академик Александр Александрович Байков. Жизнь и деятельность. 1870–1946 / под ред. акад. РАН Ю.С. Васильева. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2010. 102 с.
- [14] **Григорьев Г.Р.** Академик М.А. Павлов. К пятидесятилетию инженерной деятельности / под ред. М.Е. Пильника. М.; Л.: ОНТИ НКТП. Главн. ред. лит-ры по черной металлургии, 1935. 229 с.
- [15] **Павлов М.А.** Воспоминание металлурга. М.: Наука, 1984. 423 с.
- [16] **Демидов А.И.** Михаил Александрович Павлов в Политехническом (К 150-летию со дня рождения) // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. Т. 166, № 1. С. 321–330.
- [17] **Морачевский А.Г.** Профессор Владимир Ефимович Грум-Гржимайло. Жизнь и деятельность. 1864–1928 / под ред. акад. РАН Ю.С. Васильева. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. 87 с.



[18] **Фесечко П.Ф.** Николай Тимофеевич Гудцов. Вступ. статья // Материалы к библиографии ученых СССР / сост. А.П. Епифанова. М.: Изд-во АН СССР, 1953. 44 с.

[19] **Гудцов Н.Т.** Александр Александрович Байков (В связи с 75-летием со дня рождения) // Вестник АН СССР. 1945. № 9. С. 25–36.

[20] **Хандрос Л.Г.** Краткий очерк научной, научно-организационной и общественной деятельности Г.В. Курдюмова // Георгий Вячеславович Курдюмов /сост. М.В. Верещак; отв. ред. В.В. Немошкаленко. Киев: Наук. думка, 1992. С. 3–17.

[21] Академик Георгий Вячеславович Курдюмов: Страницы жизни. Воспоминания. Итоги / отв. ред. Ю.А. Осипьян. М.: Наука, 2004. 323 с.

[22] **Горынин И.В.** Размышления с оптимизмом. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014. 526 с.

[23] Ученые Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого – члены Российской академии наук. 1899–2017.: справочник / сост. Н.П. Шаплыгин. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2017. 152 с.

[24] **Рудской А.И.** Научные основы управления структурой и свойствами сталей в процессах термомеханической обработки. Научное издание. М.: РАН, 2019. 276 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

ДЕМИДОВ Александр Иванович – доктор химических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого
E-mail: demidov1902@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 04.12.2019

REFERENCES

[1] **G.Z. Nesselshtraus**, Zhizn i deyatelnost D.K. Chernova – osnovatelya metallografii // D.K. Chernov i nauka o metallakh. Pod red. akad. N.T. Gudtsova. L.; M.: Metallurgizdat, 1950. S. 7–59.

[2] **L.I. Gumilevskiy**, Chernov. Nauch. red. I.Ya. Konfederatov. M.: Molodaya gvardiya, 1975.

[3] **G.R. Sherstnev, S.G. Morozova, D.K. Chernov.** Vzgl'yad skvoz gody. SPb.: ООО «Pervyy izdatelsko-poligraficheskiy kholding», 2019.

[4] **V.A. Smelov**, Sankt-Peterburgskiy dorevol'yutsionnyy. SPb.: ООО «Beresta», 2012.

[5] Petrogradskiy Politekhnikeskii Institut Imperatora Petra Velikogo, Zhurn. russkogo metallurg. o-va, 1 (1915) VII–VIII.

[6] **B.N. Menshutkin**, Zhizn i deyatelnost Nikolaya Aleksandrovicha Menshutkina. SPb.: Tip. M. Frolovoy, 1908.

[7] **A.G. Morachevskiy**, Otets i syn Menshutkiny. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, 2012.

[8] **D.N. Monastyrskiy**, Biografiya A.A. Baykova, Baykov A.A. Sobraniye trudov. T. 1. Stati, vystupleniya i rechi. M.; L.: Izd-vo AN SSSr, (1952) 9–40.

[9] **A.A. Baykov**, Alfons Aleksandrovich Rzheshotarskiy (nekrolog), Baykov A.A. Sobraniye trudov. T. 1. Stati, vystupleniya i rechi. M.; L.: Izd-vo AN SSSR, (1952) 177–181.

[10] **V.V. Danilevskiy**, Russkaya tekhnika. 2-ye izd., ispr. i dop. L.: Leningr. gazetno-zhurnalnoye i knizhnoye izd-vo, 1948.

[11] Russkiye uchenyye-metallovedy. P.P. Anosov, N.V. Kalakutskiy, A.A. Rzheshotarskiy, N.I. Belyayev, A.L. Baboshin, M.G. Oknov. Obshch. red. i vstup. stati D.M. Nakhimova i A.G. Rakhshatda. M.: Mashgiz, 1951.

[12] **L.A. Motorina**, Baykov Aleksandr Aleksandrovich, Sankt-Peterburgskiy gosudarstvennyy politekhnicheskii universitet v XX – nachale XXI veka. Istoricheskiye ocherki o yego rukovoditelyakh / pod red. N.P. Gerbylevoy. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, (2005) 187–203, 431–432.

[13] **A.G. Morachevskiy**, Akademik Aleksandr Aleksandrovich Baykov. Zhizn i deyatelnost. 1870–1946. Pod red. akad. RAN Yu.S. Vasilyeva. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, 2010.

[14] **G.R. Grigoryev**, Akademik M.A. Pavlov. K pyatidesyatiletuyu inzhenernoy deyatelnosti / pod red. M.Ye. Pilnika. M.; L.: ONTI NKTP. Glavn. red. lit-ry po chernoy metallurgii, 1935.

[15] **M.A. Pavlov**, Vospominaniye metallurga. M.: Nauka, 1984.

[16] **A.I. Demidov**, Mikhail Aleksandrovich Pavlov v Politekhnikeskome (K 150-letiyu so dnya

rozhdeniya), St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 166 (1) (2013) 321–330.

[17] **A.G. Morachevskiy**, Professor Vladimir Yefimovich Grum-Grzhimaylo.. Zhizn i deyatelnost. 1864–1928. Pod red. akad. RAN Yu.S. Vasilyeva. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2011.

[18] **P.F. Fesechko**, Nikolay Timofeyevich Gudtsov. Vstup. Statya, Materialy k bibliografii uchenykh SSSR / sost. A.P. Yepifanova. M.: Izd-vo AN SSSR, 1953.

[19] **N.T. Gudtsov**, Aleksandr Aleksandrovich Baykov (V svyazi s 75-letiyem so dnya rozhdeniya), Vestnik AN SSSR, 9 (1945) 25–36.

[20] **L.G. Khandros**, Kratkiy ocherk nauchnoy, nauchno-organizatsionnoy i obshchestvennoy deyatelnosti

G.V. Kurdyumova, Georgiy Vyacheslavovich Kurdyumov /sost. M.V. Vereshchak; otv. red. V.V. Nemoshkalenko. Kiyev: Nauk. dumka, (1992) 3–17.

[21] Akademik Georgiy Vyacheslavovich Kurdyumov: Stranitsy zhizni. Vospominaniya. Itogi. Otv. red. Yu.A. Osipyan. M.: Nauka, 2004.

[22] **I.V. Gorynin**, Razmyshleniya s optimizmom. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2014.

[23] Uchenyye Sankt-Peterburgskogo politekhnicheskogo universiteta Petra Velikogo – chleny Rossiyskoy akademii nauk. 1899–2017: spravochnik. Sost. N.P. Shaplygin. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2017.

[24] **A.I. Rudskoy**, Nauchnyye osnovy upravleniya strukturoy i svoystvami staley v protsessakh termomekhanicheskoy obrabotki. Nauchnoye izdaniye. M.: RAN, 2019.

THE AUTHOR

DEMIDOV Aleksandr I. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: demidov1902@gmail.com

Received: 04.12.2019

Научное издание

**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ВЕДОМОСТИ СПбПУ.
ЕСТЕСТВЕННЫЕ И ИНЖЕНЕРНЫЕ НАУКИ**

Том 25, № 4, 2019

Учредитель – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Издание зарегистрировано Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства
в сфере массовых коммуникаций и охраны культурного наследия
(свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-69285 от 06.04.2017 г.)

Технический секретарь – *О.А. Матенев*

Компьютерная верстка *Е.А. Корнуковой*

Телефон редакции (812) 294-22-86

E-mail: ntv-nauka@spbstu.ru

Подписано в печать 25.12.2019.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.
195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29.

УСЛОВИЯ ПУБЛИКАЦИИ СТАТЕЙ
в журнале «Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки»

1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Журнал «Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки» является периодическим печатным научным рецензируемым изданием:

зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия (Свидетельство о регистрации СМИ от 06.04.2017 ПИ № ФС 77-69285) и распространяется по подписке через объединенный каталог «Пресса России» (индекс 18390);

имеет международный стандартный номер сериального периодического издания (ISSN 2542-1239);

внесен Высшей аттестационной комиссией Минобрнауки РФ в Перечень периодических научных и научно-технических изданий, в которых рекомендуется публикация основных результатов диссертаций на соискание ученых степеней доктора наук и кандидата наук;

с 2009 г. входит в национальную информационно-аналитическую систему «Российский индекс научного цитирования (РИНЦ)»;

сведения о публикациях представлены в Реферативном журнале ВИНТИ РАН и включены в фонд научно-технической литературы (НТЛ) ВИНТИ РАН, в международную библиографическую и реферативную базу данных ProQuest, международную наукометрическую базу Index Copernicus, Google Scholar, международную систему по периодическим изданиям «Ulrich's Periodicals Directory», представлены на платформе Web of Science в виде отдельной базы данных Russian Science Citation Index (RSCI), EBSCO, CNKI.

Журнал публикует результаты работ в следующих областях науки и техники: энергетика, электротехника, материаловедение, металлургия.

Редакция журнала соблюдает права интеллектуальной собственности и со всеми авторами научных статей заключает издательский лицензионный договор.

Публикация материалов, в том числе соискателей ученых степеней, осуществляется бесплатно.

2. ТРЕБОВАНИЯ К ПРЕДСТАВЛЯЕМЫМ МАТЕРИАЛАМ

2.1. Представление материалов

В статье должны быть кратко изложены новые и оригинальные результаты исследований, полученные авторами; следует избегать повторов, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

При написании оригинальной научной статьи и оформлении рукописи авторы должны придерживаться следующих правил.

Статья должна представлять собой описание выполненных исследований с указанием их места в соответствующей области наук и обсуждением значения выполненной работы. Рукопись должна содержать достаточное количество информации и ссылок на общедоступные источники для того, чтобы работа могла быть повторена независимо от авторов.

Название статьи должно быть кратким, но информативным. Обращаем внимание на то, что журнал издается как на русском, так и на английском языке. В связи с этим не следует использовать аббревиатуры в названии статьи.

Аннотация должна давать читателю сжатую информацию о содержании статьи, быть информативной и отражать не только основные цели статьи, но и главные результаты и выводы работы. Аннотация не является частью текста и сама по себе должна быть законченным описанием.

Ключевые слова должны отражать основную проблематику статьи; они приводятся на русском языке для русской и на английском для англоязычной версии статьи. Количество ключевых слов – не менее трех и не более семи.

Адрес для корреспонденции должен содержать фамилию автора для корреспонденции (не обязательно первого автора), его полный почтовый адрес, телефон, факс, e-mail.

При необходимости Редакция может потребовать представления Акта экспертизы.

Представление всех материалов осуществляется в электронном виде через личный кабинет ЭЛЕКТРОННОЙ РЕДАКЦИИ по адресу: <http://journals.spbstu.ru>

Статьи подаются в формате .docx (MS Word 2007–2010). Файл статьи, подаваемый через электронную редакцию, должен содержать только сам текст, без названия, списка литературы, фамилий и данных авторов. Список литературы, название статьи, вся информация об авторах задаются при подаче через электронную редакцию в отдельных полях. В тексте статьи должны быть ссылки на все источники из списка литературы. Порядковый номер источника в тексте статьи указывается в квадратных скобках.

2.2. Оформление материалов

2.2.1. Объем статей, как правило, 15–20 страниц формата А-4. Количество рисунков и фотографий (в том числе цветных) не должно превышать 4, таблиц – 3.

2.2.2. Число авторов – не более трех от одной организации и не более пяти от разных организаций. Статья должна быть подписана всеми авторами. Авторами являются лица, принимавшие участие во всей работе или ее главных разделах. Лица, участвовавшие в работе частично, указываются в сносках.

2.2.3. Статья должна содержать следующие разделы:

номер УДК в соответствии с классификатором;

фамилии авторов на русском и английском языках;

название на русском и английском языках;

аннотации – не менее 100 слов на русском и английском языках;

ключевые слова – не менее 3 и не более 7 на русском и английском языках;

введение (актуальность, краткое обоснование существующей проблемы) – 1,0–1,5 стр.;

цель работы (краткая четкая формулировка поставленной задачи);

методика проведения исследований и расчетов, включая краткую информацию об использованных приборах, методах и точности экспериментальных измерений и теоретических расчетов и т. д.