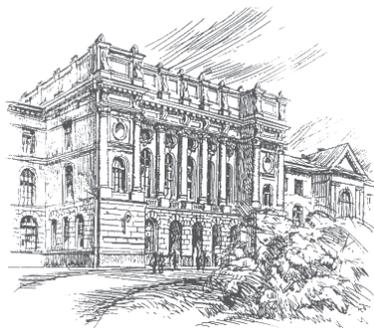


3(226)/2015



Научно-технические ведомости СПбГУ

St. Petersburg Polytechnic University Journal
of Engineering Sciences And Technology

Санкт-Петербург. Издательство Политехнического университета

Министерство образования и науки РФ

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ВЕДОМОСТИ СПбПУ

(прежнее название «Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование»)

ST. PETERSBURG POLYTECHNIC UNIVERSITY JOURNAL OF ENGINEERING SCIENCES AND TECHNOLOGY

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ ЖУРНАЛА

Васильев Ю.С., академик РАН (научный руководитель);

Алферов Ж.И., 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., чл.-корр. РАН;

Тендлер М.Б., ин. член РАН (Швеция);

Федоров М.П., академик РАН

EDITORIAL COUNCIL

Vasiliev Yu.S. — full member of the Russian Academy of Sciences, Scientific director of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (head of the editorial council);

Alferov Zh.I. — 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. — corresponding member of the Russian Academy of Sciences;

Tendler M.B. — foreign member of the Russian Academy of Sciences (Sweden);

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ ЖУРНАЛА

Васильев Ю.С., академик РАН (главный редактор); СПбПУ

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

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

Башкарёв А.Я., д-р техн. наук, профессор; СПбПУ

Боронин В.Н., д-р техн. наук, профессор; СПбПУ

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

Гуменюк В.И., д-р техн. наук, профессор; СПбПУ

Дегтярева Р.В., д-р ист. наук, профессор; СПбПУ

Иванов А.В., д-р техн. наук; СПбПУ

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

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

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

JOURNAL EDITORIAL BOARD

Vasiliev Yu.S. — full member of the Russian Academy of Sciences, President of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (editor-in-chief);

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

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

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

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

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

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

Degtyareva R.V. — Dr.Sc. (history), prof.; SPbPU

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

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

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

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

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

Журнал с 2001 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».

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия (свидетельство ПИ № ФС77-25981 от 13 октября 2006 г.)

Подписной индекс **18390** в объединенном каталоге «Пресса России».

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) 294-47-72.

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2015

Содержание

Энергетика

- Раков Г.Л., Паутов Д.В., Смирнов М.В., Куклина Н.И.** *О возможности создания утилизационных турбогенераторов с осесимметричными соплами для двигателей внутреннего сгорания* 7
- Киселёв В. Г.** *Влияние удельного электрического сопротивления грунта на выбор вида катодной защиты подземных трубопроводов* 17

Металлургия и материаловедение

- Рудской А.И.** *11-я Международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы и технологии», посвященная 100-летию со дня рождения чл.-корр. РАН В.С. Смирнова (1915–1973), ректора Ленинградского политехнического института (1956–1973)* 27
- Фук Д.В., Цеменко В.Н., Ганин С.В.** *Моделирование процесса осадки порошкового материала в оболочке* 30
- Пташник А.В., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Петров С.Н.** *Преобразования упрочняющих карбидных фаз в жаропрочных сплавах HP40Nb при высокотемпературной эксплуатации* 40
- Богатов А.А., Павлов Д.А., Павлова Е.А.** *Технологические особенности процесса раскатки труб на короткой оправке* 54
- Горынин В.И., Оленин М.И.** *Коагуляция карбидных фаз в структуре стали 09Г2СА-А при отпуске сварных соединений для повышения хладостойкости* 61
- Волков А.Е., Раскатов Е.Ю., Копейна А.В.** *Новая технология производства титановых деталей* 72
- Скворцова А.Н., Лычева К.А., Возняковский А.А., Кольцова Т.С.** *Композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные углеродными нановолокнами* 78
- Демидов А.И., Маркелов И.А.** *О термодинамике системы углерод–кислород* 85
- Добош Л.Ю., Голод В.М.** *Моделирование микроструктуры тройных алюминиевых сплавов при неравновесной кристаллизации* 92

Машиностроение

- Дворцов В.С.** *Динамическое моделирование бесшатунного силового механизма* 102
- Максаров В.В., Красный В.А.** *Механизмы трения тонкослойных покрытий в условиях фреттинг-коррозии* 111
- Усов О.А., Белоутов Г.С., Корольков Р.Н., Лойко А.В.** *Функциональные и динамические характеристики военной гусеничной машины с электромеханической трансмиссией и гибридной силовой установкой* 121

Гаврилов П.А. *Инженерная методика оценки сейсмостойкости конструкции козловых кранов с учетом местных повреждений* 132

Бабкин К.Д., Земляков Е.В., Туричин Г.А., Кузнецов А.В. *Использование технического зрения в системе автоматического управления для лазерной сварки со сканированием* 142

Хроника событий

Рудской А.И. *Василий Сергеевич Смирнов (к 100-летию со дня рождения)* 150

Морачевский А.Г. *Вклад академика Н.С. Курнакова в создание промышленности калийных удобрений России (к 90-летию открытия Верхнекамского месторождения калийных и магниевых солей)* 154

Contents

Power Engineering

Rakov G.L., Pautov D.V., Smirnov M.V., Kuklina N.I. <i>A possibility of designing recovery turbogenerators with axisymmetric nozzles for internal combustion engines</i>	7
Kiselev V.G. <i>Influence of the specific electric soil resistance on the selection of the form of cathode protection of underground conduits</i>	17

Metallurgy and Material Science

Rudskoy A.I. <i>The 11th International Scientific and Technical Conference 'Modern metal materials and technologies' dedicated to the 100th anniversary of birth of RAS corresponding member V.S. Smirnov (1915–1973), rector of the Leningrad Polytechnic Institute (1956–1973)</i>	27
Fuk D.V., Tsemenko V.N., Ganin S.V. <i>Modeling the deposition process of powder material in a capsule</i>	30
Ptashnik A.V., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Petrov S.N. <i>The transformations of strengthening carbide phases in heat-resisting HP40NB alloys at high-temperature operation</i>	40
Bogatov A.A., Pavlov D.A., Pavlova E.A. <i>Technological features of the method of rolling of hot-rolled tube on a stub mandrel</i>	54
Gorynin V.I., Olenin M.I. <i>Coagulation of carbide phases in the steel structure 09G2SA-A leave in welds to enhance cold resistance</i>	61
Volkov A.E., Raskatov E.Yu., Kopeina A.V. <i>A new technology of producing titanium parts</i>	72
Skvortsova A.N., Lycheva K.A., Voznyakovskii A.A., Koltsova T.S. <i>Composite materials based on aluminum, reinforced carbon nanofibers</i>	78
Demidov A.I., Markelov I.A. <i>On the thermodynamics of system carbon–oxygen</i>	85
Dobosh L.Yu., Golod V.M. <i>Modeling the microstructure of ternary aluminum alloys non-equilibrium crystallization</i>	92

Mechanical Engineering

Dvortsov V.S. <i>Dynamic simulation of a crankless mechanism</i>	102
Maksarov M.V., Krasnyy V.A. <i>The mechanisms of friction of thin-layer coatings under conditions of fretting-corrosion</i>	111

Usov O.A., Beloutov G.S., Korol'kov R.N., Loyko A.L. <i>Dynamic and functional specifications of a military tracked vehicle with electromechanical transmission and a hybrid power unit</i>	121
Gavrilov P.A. <i>Engineering method of forecasting seismic resistance of gantry cranes including possible local damage</i>	132
Babkin K.D., Zemlyakov E.V., Turichin G.A., Kuznezov A.V. <i>Automatic control system with machine vision for laser scan welding</i>	142

Chronicle of Events

Rudskoy A.I. <i>Vasily S. Smirnov (on the 100th anniversary of his birth)</i>	150
Morachevskij A.G. <i>The contribution of academician N.S. Kurnakov in the creation of the Russian potash fertilizers industry (dedicated to the 90th anniversary of the opening of the Verkhnekamsk potassium and magnesium salt deposit)</i>	154

DOI 10.5862/JEST/1

УДК 621.165.1

Г.Л. Раков, Д.В. Паутов, М.В. Смирнов, Н.В. Куклина

О ВОЗМОЖНОСТИ СОЗДАНИЯ УТИЛИЗАЦИОННЫХ ТУРБОГЕНЕРАТОРОВ С ОСЕСИММЕТРИЧНЫМИ СОПЛАМИ ДЛЯ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

G.L. Rakov, D.V. Pautov, M.V. Smirnov, N.V. Kuklina

A POSSIBLILITY OF DESIGNING RECOVERY TURBOGENERATORS WITH AXISYMMETRIC NOZZLES FOR INTERNAL COMBUSTION ENGINES

В рамках программы стратегического партнерства между СПбПУ и Ляйбниц Университетом Ганновера проводится совместное исследование возможности создания утилизационных турбогенераторов для двигателей внутреннего сгорания грузовых автомобилей. В качестве термодинамического цикла для утилизационного турбогенератора рассмотрена возможность применения органического цикла Ренкина. Проанализированы номинальный и переменные режимы работы ДВС. Для этих режимов работы выполнен анализ условий работы турбогенератора, выбор параметров и одномерный газодинамический расчет турбины, в которой применен сопловой аппарат с осесимметричными соплами. Выполнено профилирование соплового аппарата и рабочего колеса.

МАЛОРАСХОДНЫЕ ТУРБИНЫ; МИКРОТУРБИНЫ; УТИЛИЗАЦИОННЫЕ УСТАНОВКИ; ТУРБИНЫ С ОСЕСИММЕТРИЧНЫМИ СОПЛАМИ; ТУРБОГЕНЕРАТОРЫ.

As part of the strategic partnership between SPbPU and Leibniz Universität Hannover conducted a joint investigation of the possibility of creating an utilizing turbo-generator for an internal combustion engines trucks. As a thermodynamic cycle for the utilizing turbo-generator considered the possibility of using an organic Rankine cycle. Design modes, part-load modes and full-load modes of the ICE was analyzed. For these operating modes the followings were performed: analysis of working conditions of the turbo-generator, parameters selection and one-dimensional calculation of the turbine. As turbine nozzles used an axially symmetric nozzles. Profiling of nozzles and rotor blades was performed.

LOW FLOW RATE TURBINES; MICROTURBINES; RECOVERY UNITS; TURBINE WITH AXISYMMETRIC NOZZLES; TURBOGENERATORS.

Введение

Повышение эффективности тепловых двигателей — одна из наиболее приоритетных задач современной энергетики в свете необходимости снижения материальных затрат и потребления

топлива. «Ахиллесова пята» тепловых двигателей — термодинамически обусловленная неизбежность тепловых потерь в холодный источник (для разомкнутых циклов — в окружающую среду). В настоящее время двигатели внутреннего сгорания (ДВС) имеют высокий коэффициент по-

лезного действия, при этом потери теплоты с уходящими газами достигают 40 %. Основной путь повышения КПД тепловых двигателей – увеличение начальной температуры процесса расширения рабочего тела с соответствующим увеличением начального давления, что ограничено возможностями современных материалов. В этой связи утилизация тепловой энергии уходящих газов в утилизационных турбогенераторах становится актуальным мероприятием, поскольку позволяет повысить эффективность эксплуатируемого в настоящее время парка ДВС.

Один из возможных путей повышения эффективности ДВС связан с утилизацией теплоты уходящих газов при совместной работе ДВС и утилизационного турбогенератора, работающего по органическому циклу Ренкина (ORC) [1]. Существенное влияние на эффективность утилизационных турбогенераторов оказывает выбор типа турбины. Он определяется рабочими параметрами и основными требованиями, предъявляемыми к электрогенерирующим установкам, в числе которых: высокая эффективность; надежность; компактность; простота обслуживания.

Первое условие выполняется при высоком совершенстве всех элементов, участвующих в процессе преобразования кинетической энергии рабочего тела в механическую энергию вращения ротора и далее в электрическую энергию. Второе условие достигается простотой конструкции турбогенератора. При одновальной компоновке турбина–генератор выполняется и третье условие. Однако третье условие требует высоких частот вращения, что в определенной степени конфликтует с условием надежности. Баланс противоречий обеспечивается выбором современных надежных серийных высокооборотных генераторов, подшипников и аэродинамически запираемых уплотнений. Последние два требования определяют выбор одноступенчатой турбины для привода электрогенератора.

В последнее время при разработке утилизационных турбогенераторов практически безальтернативным стал выбор активных турбинных ступеней с плоскими соплами [1, 2]. Тем не менее в работах [3, 4] показаны преимущества активных турбинных ступеней с осесимметричными соплами по сравнению со ступенями, имеющими плоские сопла. В этой связи представляет интерес исследование возможности применить для утилизационных турбогенераторов активные турбинные ступени с осесимметричными соплами.

Термодинамический цикл

Вопрос выбора термодинамического цикла установки – основополагающий. От выбора конфигурации цикла, его начальных параметров зависят состав оборудования установки, ее массогабаритные показатели и, в конечном счете, эффективность [5]. В последнее время для утилизации тепловой энергии с низким термодинамическим потенциалом широкое распространение получили органические циклы Ренкина (Organic Rankine Cycles, ORC), в которых в качестве рабочего тела используются различные органические соединения [6, 7]. В предлагаемой работе за основу взят термодинамический цикл, исследованный ранее в [2].

Граничные условия, в соответствии с которыми в [2] осуществлялся выбор рабочего тела, приведены в табл. 1. Область поиска оптимальных начальных параметров цикла лежала в диапазоне давлений, ограниченном максимальным давлением в цикле $p_{\max} = 4,0$ МПа и давлением конденсации $p_{\text{cond}} = 0,05$ МПа при минимальном температурном напоре в теплообменном аппарате $\Delta T_{\min} = 20$ К.

Таблица 1

Параметры уходящих газов [2]

Дизельный ДВС (12,8 л; 375 кВт)	$G_{\text{ух. г.}}$, кг/с	$T_{\text{ух. г.}}$, К
Номинальный режим	0,249	615,15
Частичная нагрузка	0,126	569,15
Перегрузка	0,338	630,15

Зависимость мощности цикла от начальной температуры для различных рабочих тел, полученная в [2], приведена на рис. 1.

В связи с более высокой по сравнению с остальными рабочими телами мощностью цикла в рабочем диапазоне температур в [2] в качестве рабочего тела был выбран этанол. Благодаря более высокой молекулярной массе по сравнению с водой и метаном этанол имеет более низкую скорость звука, что позволяет обеспечить более низкую частоту вращения ротора при равных средних диаметрах.

Значения начальных параметров термодинамического цикла, выбранные и обоснованные в работе [2], следующие:

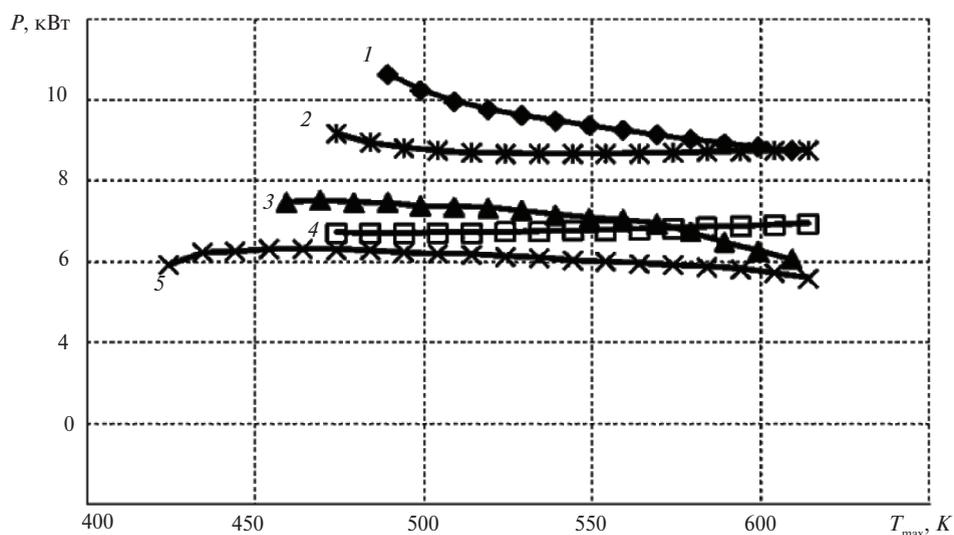


Рис. 1. Зависимость мощности цикла Ренкина при $\eta_T = 0,7$ от температуры в начале расширения [2] (1 – этанол; 2 – метанол; 3 – изопентан; 4 – вода; 5 – R245fa)

T_{max} 490 K
 p_{max} 3,98 МПа
 p_{cond} 0,081 МПа
 G 0,0523 кг/с
 $N [\eta_T = 0,7]$ 10,7 кВт

Обоснование выбора типа турбинной ступени

Основные типы турбин, широко применяемые в настоящее время в газотурбинных установках: осевые, радиальные и радиально-осевые. Приведенные выше начальные параметры цикла обеспечивают высокую степень расширения в турбине ($\pi_T = 49$), которая в сочетании с высо-

кой частотой вращения приводит к введению частичного впуска рабочего тела. В таких условиях рабочие лопатки радиальных и радиально-осевых ступеней, находящиеся вне зоны впуска, будут работать в компрессорном режиме, что существенно скажется на их эффективности и надежности. Попытки снизить высоты лопаток для обеспечения полного впуска приведут к переходу ступени в категорию вихревых низкоэффективных ступеней. Кроме того, радиальные ступени характеризуются повышенными осевыми усилиями, выходящими за пределы возможных усилий, воспринимаемых высокооборотными шариковыми подшипниками.

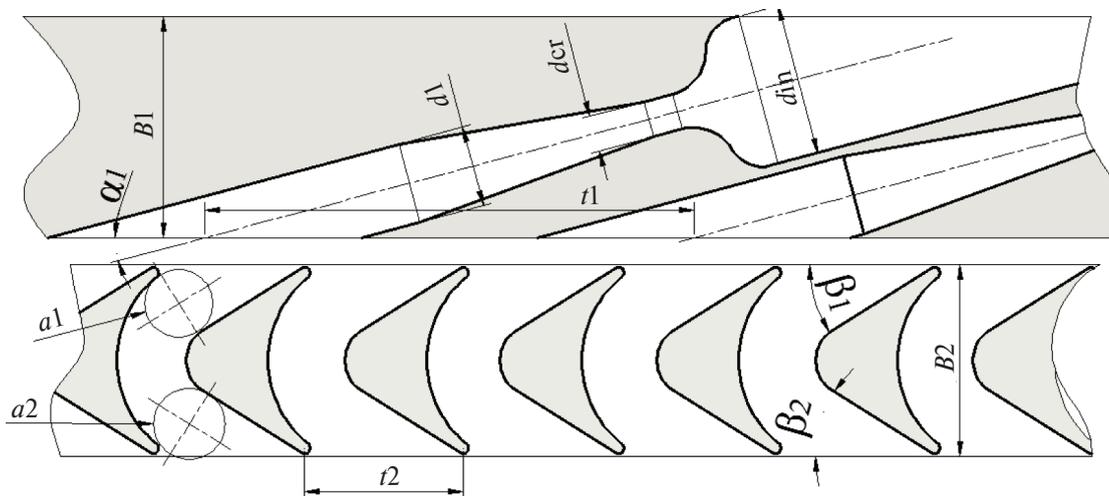


Рис. 2. Классическая активная турбинная ступень с частичным подводом рабочего тела

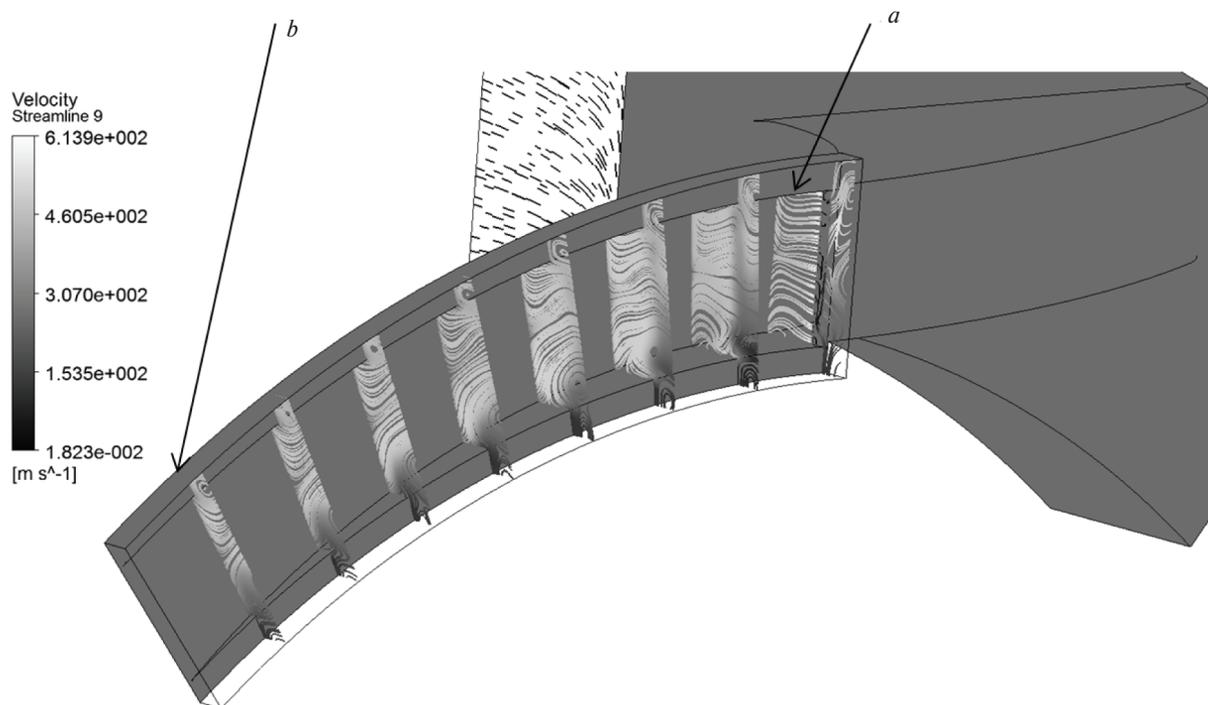


Рис. 3. Линии тока в косом срезе сопла с цилиндрическими обводами проточной части: (*a* – критическое сечение и начало косого среза; *b* – конец косого среза)

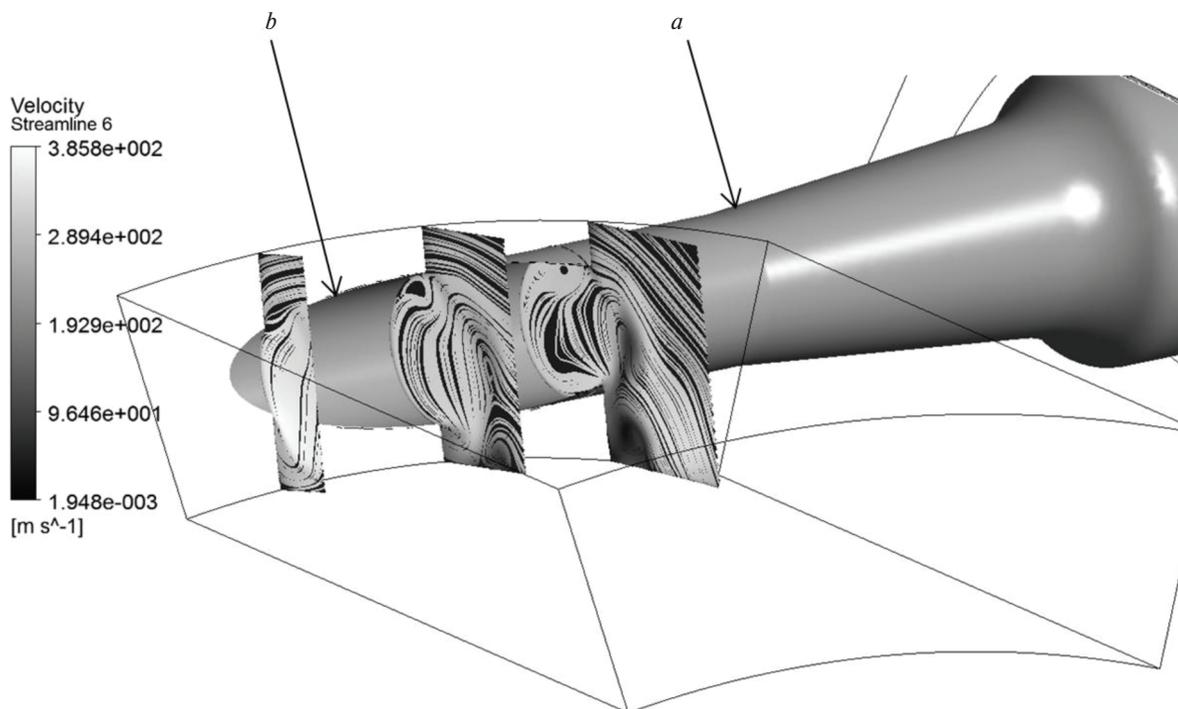


Рис. 4. Линии тока в косом срезе осесимметричного сопла (*a* – критическое сечение и начало косого среза; *b* – конец косого среза)

Из ряда осевых ступеней необходимо исключить реактивные ступени из-за высоких осевых усилий и утечек рабочего тела в проточной части с малыми высотами лопаток и средним диаметром.

Таким образом, безальтернативной ступенью оказывается осевая активная ступень.

В выбранной области существуют ступени с формированием проточной части направляющих аппаратов лопатками и соплами. Эффективность активных турбинных ступеней с осесимметричными соплами (рис. 2) и парциальным подводом согласно разным данным находится в диапазоне 35–65 % [3, 4, 8]. В работе [3] на основе экспериментальных результатов показано, что при числах $M_{c1} > 1,4$ направляющие аппараты с осесимметричными соплами эффективнее лопаточных направляющих аппаратов. В СПбПУ проведен ряд исследований численными методами [9, 10], позволяющий подтвердить этот вывод на основе анализа структуры потока в косом срезе сопел (рис. 3 и 4).

На рис. 3 и 4 представлена структура потока в косом срезе сопел направляющих аппаратов с цилиндрическими корневыми и периферийными ограничивающими поверхностями и с осесимметричными соплами. На рис. 3 структура потока обладает существенной неравномерностью [9], в то же время в осесимметричном сопле поток более равномерный (рис. 4), что соответствует результатам физического эксперимента [3, 4].

Единственной альтернативой турбинной ступени с осесимметричными соплами может служить ступень с большим относительным шагом лопаток соплового аппарата и рабочего колеса (ступень ЛПИ) [11]. Однако сравнительные эксперименты и анализ эффективных показателей рассматриваемых ступеней в области малых степеней парциальности не проводились. В работе [11] обращается внимание на меньшую чувствительность ступени ЛПИ к парциальности по сравнению с лопаточными ступенями. Аналогично в работе [4] показаны преимущества эллиптической формы выходного сечения сопла, которая позволяет снизить потери кинетической энергии на краях дуг подвода рабочего тела и другие потери от парциальности. Кроме того, важно отметить, что активные турбинные ступени

более технологичны с точки зрения изготовления [3].

Расчет геометрических и режимных параметров турбины

Как было указано и обосновано выше, исследовалась возможность создания высокоэффективной одноступенчатой осевой активной турбины на начальные параметры термодинамического цикла, приведенные выше. Определение области поиска оптимальных геометрических параметров проектируемой турбинной ступени производилось по методике, разработанной на кафедре ТГиАД СПбПУ профессором В.А. Рассохиным и реализованной в программном комплексе «Выбор параметров Turbo» [12–14] (рис. 5).

В качестве исходных данных для расчета используются T^*_0, p^*_0, p_2, G . При проектировании турбины для работы в паре с уже подобранным генератором частота вращения ротора считается заданной. По результатам расчетов построены зависимости $l_1(D_{cp})$ и $u/C_0(D_{cp})$. Результаты приведены на рис. 6 и 7.

Проводится совместный анализ пар кривых $l_1(D_{cp})$ и $u/C_0(D_{cp})$. По соображениям прочности и технологичности рекомендуется соблюсти условие $D_{cp}/l_1 \geq 8$ [14]. Для проектируемой турбины возможен выбор в пользу одноступенчатой осевой кинематической схемы, поскольку значения параметра u/C_0 принадлежат диапазону 0,38–0,45. В этом диапазоне произведен выбор пары параметров l_1 и D_{cp} .

По предварительным значениям параметров l_1 и D_{cp} произведена оценка угла входа в рабочее колесо в относительном движении β_1 и располагаемой мощности турбины (рис. 8 и 9).

Результаты предварительного выбора параметров турбины, которые использовались в газодинамическом расчете, следующие:

Располагаемая мощность N , Вт 14450
Частота вращения n , об/мин 105000
Средний диаметр турбинной ступени D_{cp} , мм 52,0
Характеристическое число u/C_0 0,35
Высота сопловой лопатки l_1 , мм 6
Угол выхода из соплового аппарата α_1 , град 16
Степень парциальности ϵ 0,2
Число сопел Z_1 , шт. 1
Горло сопла Δ_{min} , мм 1,2

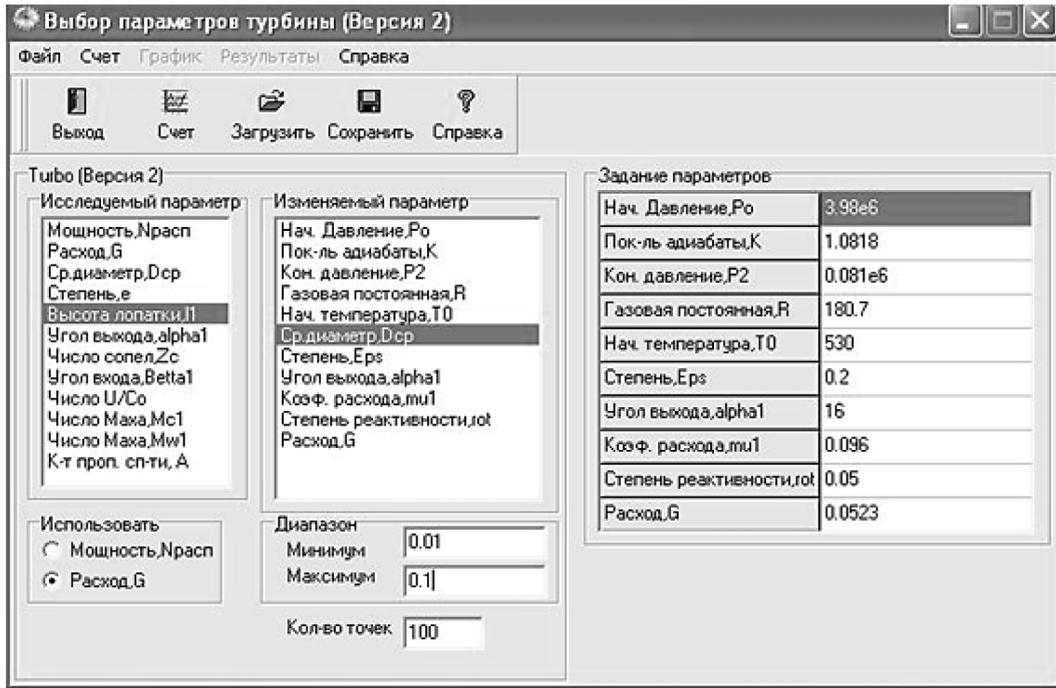


Рис. 5. Внешний вид интерфейса программного комплекса «Turbo»

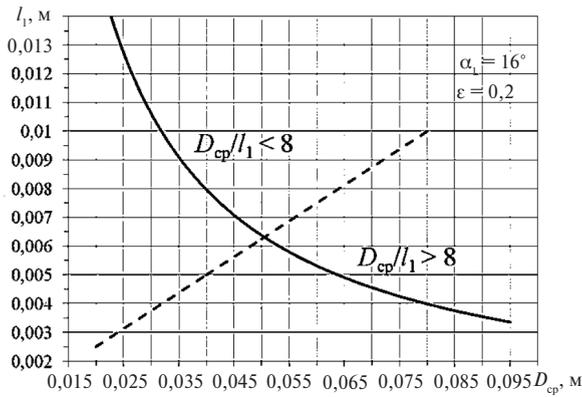


Рис. 6. Зависимость $l_1(D_{cp})$

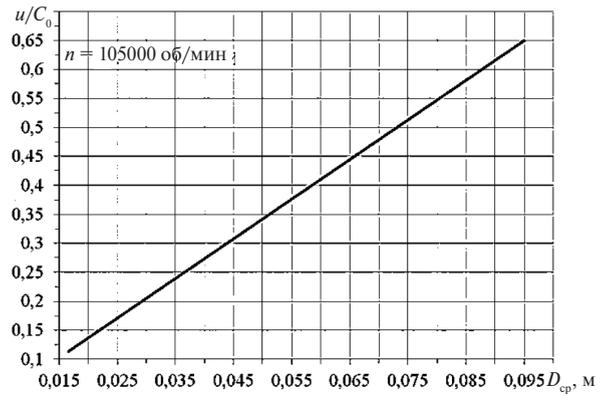


Рис. 7. Зависимость $u/C_0(D_{cp})$

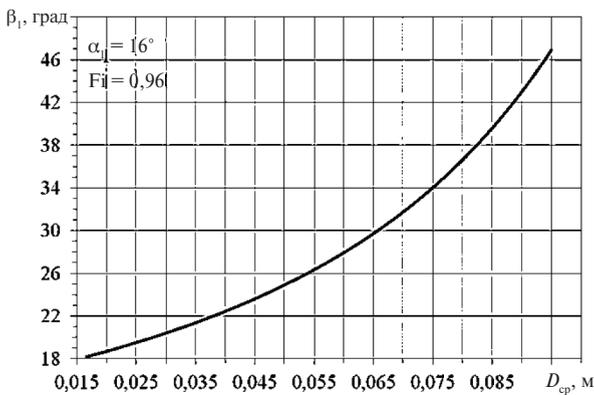


Рис. 8. Зависимость $\beta_1(D_{cp})$

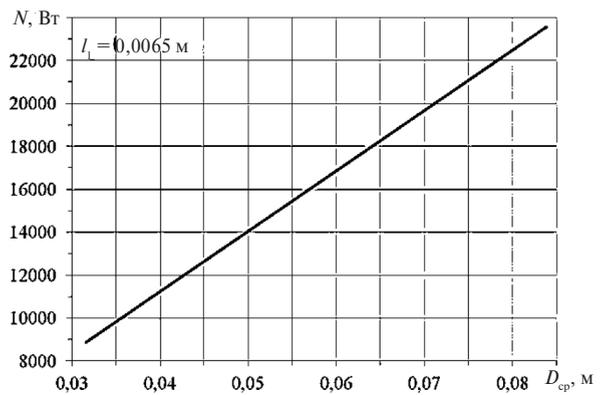


Рис. 9. Зависимость $N(D_{cp})$

Газодинамический расчет турбины

Методика газодинамического расчета турбинной ступени с осесимметричными соплами была сформирована на основе рекомендаций, изложенных в [8, 15]. Параметры, необходимые для профилирования расширяющейся части сопла, рассчитывались на основе рекомендаций, приведенных в [16].

При проектировании соплового аппарата (СА) на номинальные параметры работа на режиме перегрузки не может быть обеспечена. В этой связи было принято решение установить и задействовать при работе в режиме перегрузки дополнительное сопло. Исходные данные для газодинамического расчета:

Полное давление на входе	
в ступень p_0^* , Па	3980000
Полная температура на входе	
в ступень T_0^* , К	530
Статическое давление на выходе	
из ступени p_2 , Па	81000
Средний диаметр ступени D_{cp} , м	0,06
Угол выхода потока из СА α_1 , град.	16
Степень парциальности ϵ	0,2
Коэффициент скорости СА ϕ	0,96
Термодинамическая степень реактивности ступени ρ_T	0,05
Характеристическое число u/C_0	0,4
Расход G , кг/с	0,0523
Частота вращения рабочего колеса n , об/мин	105000
Газовая постоянная R , Дж/(кг·К)	180,7
Показатель адиабаты k в начале процесса расширения	1,182
Удельная теплоемкость в начале процесса расширения c_p , Дж/(кг·К)	1173,557

Результаты газодинамического расчета на номинальном режиме работы получились следующими:

Располагаемый перепад энтальпий на ступень h_0 , Дж/кг	280521,3
Теоретическая скорость на выходе из СА c_{1t} , м/с	749,0
Скорость на выходе из СА c_1 , м/с	726,6
Скорость в критическом сечении СА, $c_{кр}$, м/с	322,1
Температура в критическом сечении СА $T_{кр}$, К	485,8
Давление в критическом сечении СА	

$p_{кр}$, Па	2260632,8
Диаметр критического сечения СА $d_{кр}$, м	0,002833
Диаметр выходного сечения из СА d_1 , м	0,00760
Высота рабочей лопатки l_2 , м	0,006439
Окружная скорость u , м/с	329,9
Скорость на входе / выходе из РК в относительном движении $w_1 = w_2$, м/с	396,2
Угол входа/выхода относительной скорости в/из рабочего колеса $\beta_1 = \beta_2^*$, град	25,62
Угол выхода из РК в абсолютном движении α_2^* , град	80,92
Абсолютная скорость на выход из РК c_2 , м/с	173,50
Окружной КПД ступени η_u	0,5873
Располагаемая мощность турбинной ступени N , Вт	8616,43

Профилирование сопел и рабочих лопаток

Как уже указывалось, течение в сопловых и рабочих каналах применительно к рассматриваемым условиям будет носить сверхзвуковой характер. Сверхзвуковые каналы, в отличие от дозвуковых, выполняются с переменным сечением. Характер изменения сечения канала определяется числами Маха и геометрической степенью расширения. При проектировании как соплового аппарата, так и рабочего колеса стоит принимать во внимание высокие абсолютные и относительные скорости рабочего тела. Сверхзвуковое течение в межлопаточных каналах сопровождается скачками уплотнения. Скачки уплотнения наибольшей интенсивности возникают, как правило, на входных и выходных кромках соплового аппарата и рабочего колеса. Негативное влияние толщины выходной кромки соплового аппарата на потери в турбинной ступени при сверхзвуковом течении было показано в [9, 10]. В этой связи для минимизации интенсивности скачков уплотнения необходимо минимизировать толщину входных и выходных кромок сопел и лопаток рабочего колеса с учетом прочностных и технологических возможностей.

По результатам предварительного и газодинамического расчетов, а также с учетом вышеизложенных рекомендаций была спроектирована осевая малорасходная турбина с осесимметричными соплами. Профилирование дозвуковых частей сопел выполнялось по прин-

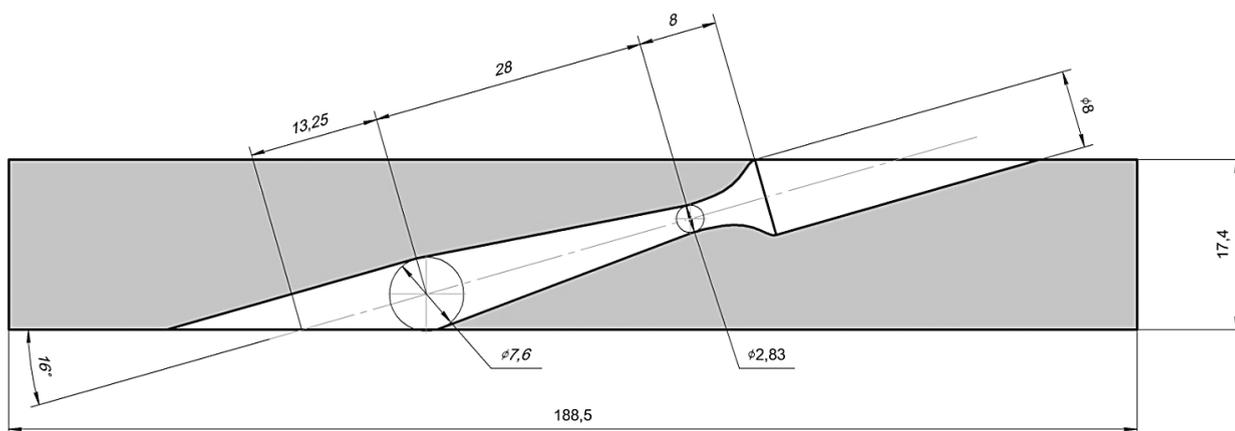


Рис. 10. Эскиз развертки на среднем диаметре проточной части СА (сопло для режима перегрузки не показано)

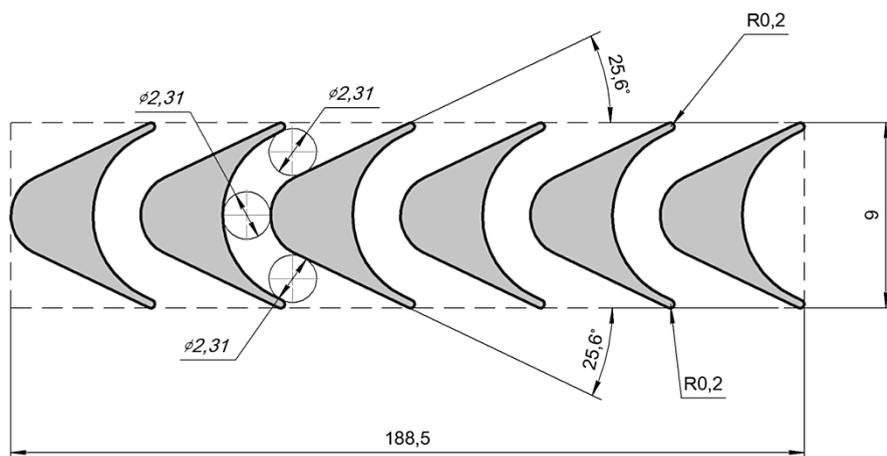


Рис. 11. Эскиз развертки на среднем диаметре проточной части ПК

ципу сопла Витошинского, профилирование сверхзвуковых частей сопел – на основании рекомендаций, изложенных в [16]. Эскизы разверток проточных частей соплового аппарата и рабочего колеса на среднем диаметре представлены на рис. 10 и 11.

Выводы

В рамках совместной научной работы Института турбомашин и газовой динамики Ляйбниц Университета Ганновера (Германия) и кафедры «Турбины, гидромашин и авиационные двигатели» Санкт-Петербургского государственного политехнического университета посвященной исследованию возможности создания утилизационного турбогенератора для двигателей грузовых автомобилей, показана перспек-

тивность использования в нем турбинных ступеней с осесимметричными соплами.

Проведенный анализ позволил обосновать преимущества турбинных ступеней с осесимметричными соплами. Выбор режимных параметров и геометрических характеристик турбинной ступени произведен на базе отработанных методик и программных комплексов кафедры ТГиАД СПбПУ, имеющих в своей основе многолетний экспериментальный опыт кафедры. В результате проведенных изысканий показана возможность создания высокоэффективной активной осевой турбины с осесимметричными соплами для привода турбогенератора. Согласно полученным результатам расчетов турбинная ступень обеспечивает мощность $N = 8,62$ кВт при КПД на расчетном режиме $\eta_u = 0,587$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kunte H., Seume J. Partial Admission Impulse Turbine for Automotive ORC Application // *SAE International*. 2013. № 1. P. 62–72.
2. Rassokhin V., Zabelin N., Kunte H., Seume J., Olennikov S., Cherkasova M., Sebelev A. The design of microturbine units with low-consumed turbines constructed by LPI for heat recovery of exhaust gases of internal combustion engines // Results of joint research activity of scientists from Saint-Petersburg State Polytechnical University and Leibniz University of Hannover. Polytechnical University Publishing House, 2014. P. 139–155.
3. Наталевич А.С. Воздушные микротурбины. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1979. 192 с.
4. Раков Г.Л. Аэродинамическое совершенствование малорасходных турбин: Дисс. ... канд. техн. наук. Л., 1982. 176 с.
5. Арсеньев Л.В. Газотурбинные установки. Конструкции и расчет: Справочное пособие / Под общ. ред. Л.В. Арсеньева и В.Г. Тырышкина. Л.: Машиностроение, 1978. 256 с.
6. Chen H.J., Goswami D.Y., Rahman M.M., Stefanakos E.K. A supercritical Rankine cycle using zeotropic mixture working fluids for the conversion of low-grade heat into power // *Energy*. 2011. №36. P. 549–555.
7. Gao H., Liu Ch., He Ch., Xu X., Wu Sh., Li Y. Performance analysis and working fluid selection of a supercritical Organic Rankine Cycle for low grade waste heat recovery // *Energies*. 2012. № 5. P. 3233–3247.
8. Щегляев А.В. Паровые турбины. Теория теплового процесса и конструкции турбин: Учеб. для вузов. М.: Энергоатомиздат, 1993. 384 с.
9. Забелин Н.А., Раков Г.Л., Рассохин В.А., Себеlev А.А., Смирнов М.В. Исследование особенностей течения в малорасходных турбинных ступенях конструкции ЛПИ // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. №1(166). С. 45–53.
10. Забелин Н.А., Раков Г.Л., Себеlev А.А., Харисов И.С. Влияние уплотнений на эффективность малорасходных турбинных ступеней конструкции // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. №3 (178). С. 32–41.
11. Рассохин В.А. Турбины конструкции ЛПИ: Преимущества, характеристики, опыт разработки и применение // Труды СПбГПУ. 2004. №491. С. 152–161.
12. Рассохин В.А., Бусурин В.Н., Садовничий В.Н., Бенько А.В. Моделирование и многорежимная оптимизация малорасходных турбин // Тез. докл. Юбилейной науч.-техн. конф. «Инновационные наукоемкие технологии для России». СПб, 1995. С. 39.
13. Рассохин В.А., Фершалов Ю.Я. Сопловые аппараты с малым углом выхода // Труды ДВГТУ. Сер. 3. Кораблестроение и океанотехника. Владивосток. 1993. Вып. 111. С. 75–78.
14. Рассохин В.А. Выбор параметров малорасходных турбин: Методические указания. СПб: Изд-во СПбГТУ, 1997. 45 с.
15. Кириллов И.И. Теория турбомашин. Л.: Машиностроение, 1972. 533 с.
16. Васильев А.П., Кудрявцев В.М., Кузнецов В.А. [и др.] Основы теории и расчета жидкостных ракетных двигателей. В 2 кн. Кн. 1. Учеб. для авиац. спец. вузов / Под ред. В.М. Кудрявцева. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Высш. шк., 1993. 383 с.

REFERENCES

1. Kunte H., Seume J. Partial Admission Impulse Turbine for Automotive ORC Application. *SAE International*. 2013. №1. P. 62–72.
2. Rassokhin V., Zabelin N., Kunte H., Seume J., Olennikov S., Cherkasova M., Sebelev A. The design of microturbine units with low-consumed turbines constructed by LPI for heat recovery of exhaust gases of internal combustion engines // Results of joint research activity of scientists from Saint-Petersburg State Polytechnical University and Leibniz University of Hannover. Polytechnical University Publishing House, 2014. P. 139–155.
3. Natalevich A.S. Vozdushnyye mikroturbiny [Air microturbines]. 2-ye izd., pererab. i dop. M.: Mashinostroyeniye, 1979. 192 s. (rus.)
4. Rakov G.L. Aerodinamicheskoye sovershenstvovaniye maloraskhodnykh turbin [Aerodynamic improvement of the low flow rate turbines]: Diss. ... kand. tekhn. nauk. L., 1982. 176 s. (rus.)
5. Arsenyev L.V. Gazoturbinnyye ustanovki. Konstruktsii i raschet [Gas turbine units. Design and calculation.]: Spravochnoye posobiye / Pod obshch. red. L.V. Arsenyeva i V.G. Tyryshkina. L.: Mashinostroyeniye, 1978. 256 s. (rus.)
6. Chen H.J., Goswami D.Y., Rahman M.M., Stefanakos E.K. A supercritical Rankine cycle using zeotropic mixture working fluids for the conversion of low-grade heat into power. *Energy*. 2011. №36. P. 549–555.
7. Gao H., Liu Ch., He Ch., Xu X., Wu Sh., Li Y. Performance analysis and working fluid selection of a supercritical Organic Rankine Cycle for low grade waste heat recovery. *Energies*. 2012. №5. P. 3233–3247.
8. Shcheglyayev A.V. Parovyie turbiny. Teoriya teplovogo protsessa i konstruktsii turbin [Steam turbines.

Theory of heat processes and design of turbines]: Ucheb. dlya vuzov. M.: Energoatomizdat, 1993. 384 s. (rus.)

9. **Zabelin N.A., Rakov G.L., Rassokhin V.A., Sebelev A.A., Smirnov M.V.** Issledovaniye osobennostey techeniya v maloraskhodnykh turbinnykh stupenyakh konstruksii LPI [Researching of features of the flow in the low flow rate LPI turbine stages]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. №1 (166). S. 45–53. (rus.)

10. **Zabelin N.A., Rakov G.L., Sebelev A.A., Khari-sov I.S.** Vliyaniye uplotneniy na effektivnost maloraskhodnykh turbinnykh stupeney konstruksii LPI [The impact of seals on the efficiency of the low flow rate LPI turbine stages]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. №3 (178). S. 32–41. (rus.)

11. **Rassokhin V.A.** Turbiny konstruksii LPI: Preimushchestva, kharakteristiki, opyt razrabotki i primeneniye primeneniye [LPI turbine stages: Benefits, features, development experience and application]. *Trudy SPbGPU*. 2004. №491. S. 152–161. (rus.)

12. **Rassokhin V.A., Busurin V.N., Sadovnichiy V.N., Benko A.V.** Modelirovaniye i mnogorezhimnaya

optimizatsiya maloraskhodnykh turbin [Simulation and optimization of multi-mode low flow rate turbines]. *Tez. dokl. Yubileynoy nauchn.-tekhn. konf. «Innovatsionnyye naukoymkiye tekhnologii dlya Rossii»*. SPb, 1995. S. 39. (rus.)

13. **Rassokhin V.A., Fershalov Yu.Ya.** Soplovyeye apparaty s malym uglom vykhoda [Guide vanes with small outlet angle of the flow]. *Trudy DVG TU. Ser. 3. Korablestroyeniye i okeanotekhnika*. Vladivostok, 1993. Vyp. 111. S. 75–78. (rus.)

14. **Rassokhin V.A.** Vybory parametrov maloraskhodnykh turbin [Selection of parameters of the flow rate turbines]: Metodicheskiye ukazaniya. SPb: Izd-vo SPbGTU, 1997. 45 s. (rus.)

15. **Kirillov I.I.** Teoriya turbomashin [Theory of turbomachines]. L.: Mashinostroyeniye, 1972. 533 s. (rus.)

16. **Vasilyev A.P., Kudryavtsev V.M., Kuznetsov V.A. [i dr.]** Osnovy teorii i rascheta zhidkostnykh raketnykh dvigateley [Fundamentals of the theory and calculation of liquid rocket engines]. V 2 kn. Kn. 1: Ucheb. dlya aviats. spets. vuzov / Pod red. V.M. Kudryavtseva. 4-ye izd., pererab. i dop. M.: Vyssh. shk., 1993. 383 s. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

РАКОВ Геннадий Леонидович – кандидат технических наук доцент кафедры турбин, гидромашин и авиационных двигателей Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: g.rakov.turbo@mail.ru

РАКОВ Gennadii L. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: g.rakov.turbo@mail.ru

ПАУТОВ Дмитрий Владимирович – студент кафедры турбин, гидромашин и авиационных двигателей Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: pautovdmitry@gmail.com

PAUTOV Dmitriy V. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: pautovdmitry@gmail.com

СМИРНОВ Максим Викторович – аспирант кафедры турбин, гидромашин и авиационных двигателей Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: m.smirnov.turbo@mail.ru

SMIRNOV Maksim V. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: m.smirnov.turbo@mail.ru

КУКЛИНА Наталья Игоревна – студентка кафедры ТГиАД Санкт-Петербургский политехнического университета Петра Великого, M.Sc. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: natasha92@inbox.ru

КУКЛИНА N.I. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: natasha92@inbox.ru

DOI 10.5862/JEST/2
УДК 621.311.22(075.8)

В.Г. Киселёв

ВЛИЯНИЕ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ГРУНТА НА ВЫБОР ВИДА КАТОДНОЙ ЗАЩИТЫ ПОДЗЕМНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

V.G. Kiselev

INFLUENCE OF THE SPECIFIC ELECTRIC SOIL RESISTANCE ON THE SELECTION OF THE FORM OF CATHODE PROTECTION OF UNDERGROUND CONDUITS

Проведен сравнительный анализ стоимости катодной защиты наложенным током и катодной гальванической защиты подземных металлических сооружений на примере трубопроводов. Выявлены экономические преимущества протекторной защиты, как минимум при использовании её для трубопроводов с современной качественной антикоррозионной изоляцией, обладающей высокими диэлектрическими характеристиками. Повышенное внимание уделено сравнительной оценке стоимости катодной защиты единицы длины подземного трубопровода, которая определяется при изменении удельного сопротивления грунта в интервале от нуля до 100 Ом·м.

КОРРОЗИЯ; ЗАЩИТА ОТ КОРРОЗИИ; ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ КОРРОЗИЯ; ЗАЩИТА ОТ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ; ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ЗАЩИТА; КАТОДНАЯ ЗАЩИТА; ПРОТЕКТОРНАЯ ЗАЩИТА; ГАЛЬВАНИЧЕСКАЯ ЗАЩИТА.

In the article is carried out the comparative analysis of the cost of cathode protection by the superimposed current and the cathodic galvanic protection of underground metallic construction based on the example of conduits. Are revealed the economic advantages of protector protection, as the minimum with its use for the conduits with the contemporary qualitative anticorrosive isolation, which possesses high dielectric characteristics. The increased attention is given to the comparative estimate of the cost of the cathode protection of the unit of the length of underground conduit, which is determined with a change of the specific resistance of soil in the range from zero to hundred Ом·m

CORROSION, CORROSION PROTECTION, ELECTROCHEMICAL CORROSION; PROTECTION FROM THE ELECTROCHEMICAL CORROSION; ELECTROCHEMICAL PROTECTION; CATHODE PROTECTION; PROTECTOR PROTECTION; GALVANIC PROTECTION.

Постановка проблемы

При разработке и внедрении в производство новых изделий, оборудования, конструкций и сооружений различного типа существенную роль играет их коррозионная стойкость. Коррозия относится в основном к экономическим проблемам, так как связана с возможными потерями основных и оборотных фондов, а также предпринимательской прибыли. Для защиты от

коррозии подземных металлических сооружений все чаще используются методы электрохимической защиты, в частности протекторная защита. Однако существующие нормативные документы, например ГОСТ 9.602 – 2005 [1] и ГОСТ Р 51164 – 98 [2], далеко не всегда способствуют наиболее эффективному с экономической точки зрения разрешению проблемы защиты от коррозии подземных металлических

сооружений (ПМС). Решению этой задачи и посвящена данная статья.

Катодная защита от коррозии наложенным током подземных металлических сооружений

Катодная защита от коррозии наложенным током (в дальнейшем — катодная защита, или электрохимическая защита) в случае подземных металлических сооружений используется в основном для защиты от почвенной коррозии, а также и от коррозии, вызываемой постоянными и переменными блуждающими токами. Современные устройства катодной защиты представляют собой, как правило, выпрямители переменного тока, снабженные специальными блоками, которые обеспечивают автоматическое регулирование электрических характеристик электрохимической защиты (рис. 1). В качестве основного параметра, подлежащего регулировке, обычно принимают электрохимический потенциал защищаемого сооружения по отношению к грунту. При отсутствии особых условий агрессивности его поддерживают в границах от $-0,85$ до $-1,15$ В. Измерения в этом случае проводят с

использованием медно-сульфатных электродов сравнения.

В соответствии с DIN 30676 [3] необходимыми условиями для осуществления качественной электрохимической защиты от коррозии являются:

обеспечение высокой продольной проводимости трубопроводов (отсутствие изолирующих фланцев, устранение соединений в трубопроводе с высоким электрическим сопротивлением и т. д.);

отсутствие контактов с заземленными сооружениями (заземляющие устройства, арматура железобетонных фундаментов, другие подземные металлические сооружения, не подлежащие катодной защите и т. д.);

наличие качественной диэлектрической изоляции.

Будем считать, что все эти требования выполнены, и приступим к собственно расчету катодной защиты и оценке ее технико-экономической эффективности как функции удельного сопротивления грунта при наличии у ПМС современной диэлектрической изоляции. В качестве объекта защиты выберем отдельно распо-

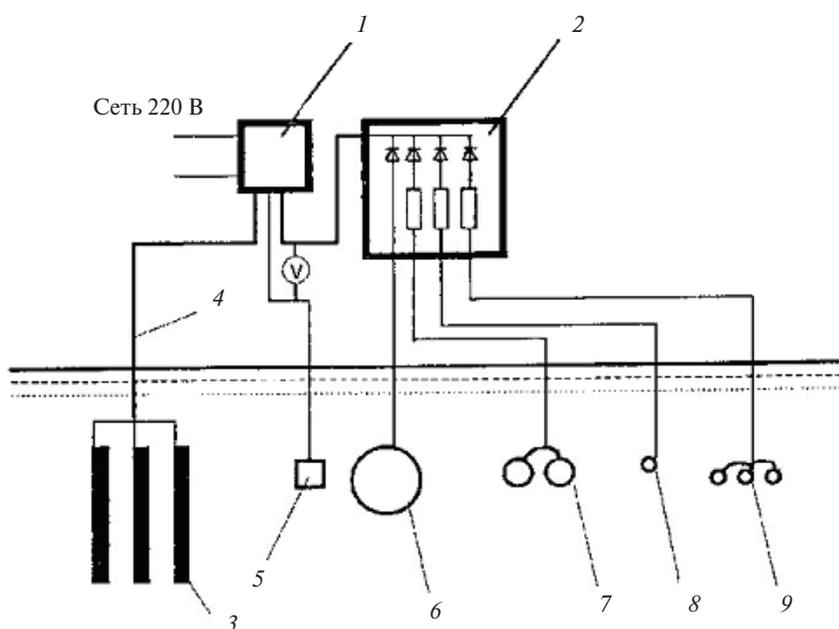


Рис. 1. Схема катодной защиты:

- 1 — катодная станция (преобразователь); 2 — БДР (блок диодно-резисторный); 3 — аноды (контур анодного заземления); 4 — контурный кабель; 5 — электрод сравнения; 6 — водопровод; 7 — теплоноситель; 8 — телефонные кабели; 9 — силовые кабели высокого напряжения

ложенный трубопровод, находящийся в грунте и имеющий качественное, например полиэтиленовое, антикоррозионное покрытие.

Основные принципы катодной защиты хорошо известны, а ее особенности, связанные с различными свойствами диэлектрической изоляции трубопровода, изложены, например, в публикации «Основные принципы проектирования катодной защиты подземных металлических сооружений» [4]. Воспользуемся некоторыми данными, полученными в этой работе, для оценки экономической эффективности катодной защиты как функции удельного сопротивления грунта при наличии у ПМС высококачественной полимерной изоляции. Пусть, например, трубопровод характеризуется следующими параметрами: удельное сопротивление материала (сталь) p_s равно 1,8 Ом·м; наружный диаметр трубопровода $d = 321$ мм; s – толщина стенки трубопровода ($s = 6$ мм). В соответствии со справочными данными [5] удельный защитный ток j_s в этом случае для трубопроводов, проложенных в грунте, изменяется в пределах от 10^{-5} до 10^{-6} А/м².

Технические параметры катодной защиты, определяемые при различных плотностях защитного тока, представлены в таблице 2 статьи [4]. Нас интересуют часть двух нижних строк данной таблицы, соответствующих выбранным плотностям защитного тока j_s , А/м², которые, в свою очередь, определяют протяженность $2L$, км, зоны катодной защиты трубопровода и защитный ток I_0 , А, трубопровода. Воспроизведем их в табл. 1 с целью использования в дальнейших вычислениях.

Таблица 1

Основные параметры, характеризующие зону защиты трубопровода

j_s , А/м ²	$2L$, км	I_0 А
10^{-5}	89,443	0,902
10^{-6}	282,800	0,285

На основании этих данных в зависимости от выбранных нами значений плотности защитного тока j_s можно рассчитать основные технические и экономические характеристики катодной защиты. Проведем эти расчеты, основываясь на схеме действий, приведенной в работе [4]. Для этого определим технические параметры и эко-

номическую эффективность катодной защиты трубопровода для выбранных нами значений защитной плотности тока как функцию удельного сопротивления грунта в пределах его изменения от нуля до 100 Ом·м.

В соответствии с приведенными данными для выбранного значения плотности защитного тока реальные изменения коснутся прежде всего таких величин, как оптимальное количество n_w анодов в анодном заземлении, сопротивление R_G растекания анодного заземления, мощность преобразователя W и необходимый расход электроэнергии W_s в единицу времени.

Рассчитаем значения этих величин в соответствии с формулами, использованными нами ранее в работе [4]. Полученные результаты представим в табличной форме.

Определение оптимального количества электродов в анодном заземлении

Оптимальное количество электродов в анодном заземлении может быть определено по следующей формуле, взятой из монографии [6]:

$$n_w = I_0 \sqrt{\frac{FR_0 p k t T}{K_0 \rho_0 w}}, \quad (1)$$

где F – фактор взаимовлияния анодов, определяющий увеличение сопротивления анодного устройства в результате взаимного экранирования отдельных анодов. Это величина обычно колеблется в пределах от 1 до 2,5. В наших расчетах для большей наглядности мы примем $F = 1$; t – количество часов в году ($t = 8760$ час.); T – расчетный срок эксплуатации анодного заземления (годы). Мы принимаем $T = 10$ лет; ρ – удельное сопротивление грунта в районе расположения анодного заземления (оно может колебаться в очень широких пределах; мы будем считать, что ρ изменяется от нуля до 100 Ом·м с шагом 10 Ом·м); k – стоимость электроэнергии (в текущем году она составляет 3,39 рубля за 1 кВт/ч.); K_0 – стоимость отдельного анода, включая его установку; примем ее равной 10 000 рублей; w – коэффициент полезного действия преобразователя (примем его равным 0,5); ρ_0 – удельное сопротивление грунта, равное 10 Ом·м; R_0 – сопротивление растекания отдельного анода при удельном сопротивлении грунта ρ_0 . Для случая вертикальных анодов длиной l , диаметром d и глубиной заложения $t = 0$ оно

может быть вычислено по следующей формуле [5]:

$$R_0 = \frac{\rho_0}{2\pi l} \ln \frac{4l}{d}. \quad (2)$$

Пусть $l = 1,2$ м, $d = 0,06$ м; тогда $R_0 \approx 5,83$ Ом.

Результаты расчета оптимального количества анодов в анодном заземлении представлены в табл. 2.

Определение величины сопротивления растекания для анодного заземления. При осуществлении дальнейших вычислений потребуются знание величины сопротивления растекания анодного заземления, которое определяется следующей формулой [6]:

$$R_G = F \frac{R_0}{n} \frac{\rho}{\rho_0}. \quad (3)$$

В нашем случае ρ – удельное сопротивление грунта в районе расположения анодного заземления. Оно может колебаться в очень широких пределах. Мы будем считать, что ρ изменяется от нуля до 100 Ом · м с шагом 10 Ом · м; Вычисления произведены с помощью формулы (3) и полученные данные помещены в табл. 2.

Определение входного сопротивления трубопровода. В соответствии с широко распространенным в немецкоязычном пространстве справочником [5] и работой [7] расчет входного сопротивления трубопровода будем производить по следующей формуле:

$$R_T = \frac{0,9}{I_0}, \quad (4)$$

где I_0 – при заданных значениях плотности защитного тока (см. табл. 1) и геометрических параметров трубопровода является константой (в нашем случае $I_0 = 0,902$ А). Размерный коэффициент 0,9 В обусловлен критерием NASE [5], в соответствии с которым, во-первых, «кажущееся удельное сопротивление изоляции трубопровода приблизительно равно удельному поляризованному сопротивлению в дефектах изоляции» и, во-вторых, считается, что «стационарный потенциал положительнее защитного потенциала на 0,3 В». В то же время падение потенциала в трубопроводе от его минимального значения $-0,85$ В до его максимальной величины $-1,15$ В составляет 0,3 В. Следовательно, общий потенциал в точке дренирования трубопровода относительно грунта составит 0,9 В. Данные расчета представлены в табл. 2.

Выбор оптимального сечения дренажного кабеля. Выбор оптимального сечения кабеля постоянного тока обычно производят при помощи специального графика (см., например, справочник [5]) исходя из величины защитного тока и срока службы установки электрохимической защиты или по величине максимально допустимого падения напряжения на нем. Кроме того, оптимальное сечение кабеля n_0 , мм², может быть определено и по следующей, разработанной нами ранее формуле [4]:

$$n_0 = I_0 \sqrt{\frac{R_1 k t T}{K_1 w}}, \quad (5)$$

где K_1 – стоимость одного погонного метра кабеля сечением 1 мм² совместно с ценой его монтажа (пусть она составляет 1000 рублей за погонный метр кабеля сечением 1 мм²; в дальнейшем мы будем приближенно считать, что стоимость пропорционально возрастает с ростом сечения кабеля и его длиной); R_1 – сопротивление одного погонного метра кабеля сечением 1 мм², которое, в свою очередь, определяется формулой

$$R_1 = \rho_K \frac{l_K}{n_0}, \quad (6)$$

где ρ_K – удельное сопротивление меди ($\rho_K = 1,75 \cdot 10^{-8}$ Ом · м); l_K – длина кабеля (в нашем случае $l_K = 1$ м); S_K – сечение кабеля (в нашем случае равно 10^{-6} м²); k – стоимость электроэнергии (примем ее равной 3,39 рубля за 1 кВт·час); w – коэффициент полезного действия преобразователя (принимая $w = 0,5$); T – срок службы установки электрохимической защиты (принимая $T = 10$ лет).

Подстановка всех указанных величин в расчетную формулу (5) и проведение вычислений дают следующее оптимальное значение сечения кабеля: $n_0 = 2,91 \cdot 10^{-6}$ м².

Определение общего сопротивления дренажного кабеля. Общее сопротивление дренажного кабеля может быть рассчитано с использованием широко известной из курса физики формулы [7]

$$R_k = \rho_K \frac{l_K}{n_0}, \quad (7)$$

где ρ_K – удельное сопротивление меди ($\rho_K = 1,75 \cdot 10^{-8}$ Ом · м); l_K – длина кабеля. В нашем случае принимаем для большей наглядности вычислений во всех рассматриваемых вариантах

электрохимической защиты $I_K = 100$ м; n_0 – оптимальное сечение кабеля, м², (в соответствии с расчетом для данной плотности тока оно составляет $2,91 \cdot 10^{-6}$ м²).

Определим общее сопротивление кабеля протяженностью 100 метров для выбранной плотности тока по формуле (7) и поместим полученные результаты вычислений в табл. 2.

Расчет общего сопротивления низковольтной цепи установки защиты, затрат на электроэнергию и мощности преобразователя. Вычисления будем производить с использованием следующих формул:

$$R = R_A + R_K + R_T; \quad (8)$$

$$W_3 = k_1 I_0^2 R; \quad (9)$$

$$W = k_1 k_2 I_0^2 R; \quad (10)$$

Здесь k_1 – коэффициент, учитывающий потери мощности при преобразовании электрического тока из переменного в постоянный; примем его равным 2 (коэффициент полезного действия 0,5); k_2 – коэффициент, учитывающий запас мощности преобразователя, принятый при проектировании катодной защиты, и возможное снижение сопротивления изоляции трубопровода со временем; примем его равным 1,5; R – общее сопротивление в цепи постоянного тока, которое вычисляется по формуле

$$R = R_A + R_K + R_T, \quad (11)$$

где R_A – сопротивление растекания для анодного заземления, включающее омическое и поля-

ризационное сопротивления; R_K – омическое сопротивление кабеля постоянного тока; R_T – входное сопротивление трубопровода, включающее омическое и поляризационное сопротивления.

Полученные данные внесем в табл. 2.

Расчет экономических параметров установки катодной защиты. Рассчитаем удельные годовые расходы на обеспечение катодной защиты участка трубопровода единичной длины (1 км) по следующей формуле [4]:

$$\Pi_L = \Pi_1 / 2L, \quad (12)$$

где Π_1 определяется известным соотношением

$$\Pi_1 = K / T + C. \quad (13)$$

В свою очередь, K и C рассчитываются по следующим формулам:

$$K = K_A + K_K + K_{\Pi}, \quad (14)$$

$$C = C_p + C_3, \quad (15)$$

где K – капитальные затраты на сооружение установки катодной защиты. Этот вид затрат зависит в первую очередь от мощности установки катодной защиты, и его удобно разбить на три составные части:

$$K = K_A + K_K + K_{\Pi}. \quad (16)$$

Здесь K_A – капитальные затраты, израсходованные на сооружение анодного заземления (10000 рублей на один анод); K_K – капитальные затраты на покупку и монтаж дренажного кабеля (1000 рублей на покупку и прокладку 1 м кабеля сече-

Таблица 2

Основные параметры, характеризующие катодную защиту трубопровода при плотности защитного тока $j_s = 10^{-5}$ А/м²

P , Ом·м	n_w , шт	R_G , Ом	R_T , Ом	R_K , Ом	R , Ом	W_3 , Вт	W , Вт	K_A , тыс. руб.	K_K , тыс. руб.	K_{Π} , тыс. руб.	K , тыс. руб.	C_p , тыс. руб.	C_3 , тыс. руб.	C , тыс. руб.	Π_1 , тыс. руб.	Π_L , тыс. руб.
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
10	16,79	0,347	0,998	0,602	1,947	3,168	4,752	167,9	291	100	558,9	100	0,094	100,1	156,0	1,744
20	23,74	0,491	0,998	0,602	2,091	3,402	5,103	237,4	291	100	628,4	100	0,101	100,1	162,9	1,821
30	29,08	0,601	0,998	0,602	2,201	3,581	5,372	290,8	291	100	681,8	100	0,107	100,1	169,3	1,893
40	33,58	0,694	0,998	0,602	2,294	3,732	5,598	335,8	291	100	726,8	100	0,111	100,1	172,8	1,932
50	37,54	0,777	0,998	0,602	2,377	3,867	5,800	375,4	291	100	766,4	100	0,115	100,1	176,7	1,976
60	41,13	0,850	0,998	0,602	2,450	3,986	5,979	411,3	291	100	802,3	100	0,119	100,1	181,3	2,027
70	44,42	0,919	0,998	0,602	2,519	4,098	6,147	444,2	291	100	835,2	100	0,122	100,1	183,6	2,053
80	47,50	0,982	0,998	0,602	2,598	4,227	6,341	475,0	291	100	866	100	0,126	100,1	186,6	2,086
90	50,19	1,045	0,998	0,602	2,645	4,303	6,455	501,9	291	100	892,9	100	0,128	100,1	190,4	2,129
100	53,09	1,098	0,998	0,602	2,698	4,390	6,585	530,9	291	100	921,9	100	0,131	100,1	192,4	2,151

нием 1 мм^2); $K_{\text{п}}$ – капитальные затраты на покупку и установку преобразователя (в силу относительно небольшого вклада этой величины в общие капитальные затраты примем $K_{\text{п}}$ равным 100 000 рублей для плотностей тока от 10^{-5} до 10^{-6} А/м^2); C – годовые эксплуатационные затраты, рассчитанные на одну установку катодной защиты; их удобно разбить на следующие составные части:

$$C = C_p + C_э, \quad (17)$$

где C_p – затраты на профилактику установки катодной защиты, проведение различных измерений, капитального и текущего ремонтов и т. д. (для конкретной установки их можно принять постоянными в течение всего периода эксплуатации катодной защиты). Они мало изменяются при изменении мощности установки электрохимической защиты. Мы примем их условно равными 100 000 руб./год; $C_э$ – годовые затраты на электроэнергию, для конкретной установки их можно принять постоянными в течение всего периода эксплуатации катодной защиты, но они очень сильно зависят от величины защитного тока и определяются формулой

$$C_э = k t W_э, \quad (18)$$

где k – стоимость электроэнергии (принимаяем её равной 3,39 рубль/кВт · час; t – количество

часов в году (8760 час); $W_э$ – мощность, потребляемая на входе преобразователя электрохимической защиты.

Полученные данные поместим в табл. 2.

Гальваническая антикоррозионная защита подземных металлических трубопроводов

Протекторная защита основана на использовании принципа работы гальванических элементов. Так, например, если к стальному подземному сооружению присоединить электрод из более электроотрицательного металла, чем сталь, то будет образована коррозионная пара, в которой защищаемое сооружение будет катодом, а электрод – анодом. В силу этого протекторную защиту часто называют катодной защитой гальваническими анодами. Принцип ее работы очевиден из рис. 2. Он основывается на том, что вследствие разности потенциалов протектора и металлического сооружения в цепи защитной установки возникает электрический ток, который смещает потенциал защищаемого сооружения в отрицательном направлении, что и создает эффект катодной защиты.

Основные закономерности работы гальванической защиты хорошо известны, а ее особен-

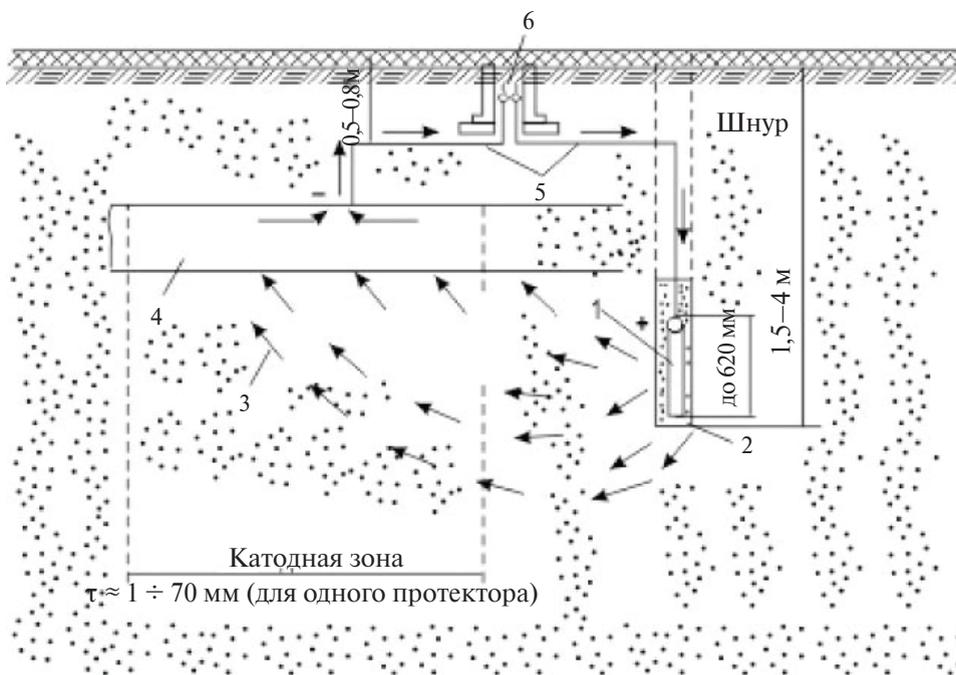


Рис. 2. Схема протекторной защиты: 1 – протектор; 2 – активатор; 3 – пути движения защитного тока в грунте; 4 – трубопровод; 5 – соединительный кабель; 6 – контрольный пункт

ности, связанные с различным качеством диэлектрической изоляции трубопровода, изложены, например, в публикации «Основные принципы проектирования протекторной защиты подземных металлических сооружений» [7].

Воспользуемся данными, полученными в этой работе, для оценки экономической эффективности протекторной защиты как функции удельного сопротивления грунта при наличии высококачественной полимерной изоляции. В соответствии со справочными данными [5] удельный защитный ток j_s в этом случае – для трубопроводов, проложенных в грунте, – изменяется от 10^{-5} до 10^{-6} А/м². Ряд технических параметров катодной защиты, определяемых при различных плотностях защитного тока, представлен в табл. 1. Очевидно, что они в равной степени применимы и для протекторной защиты. Рассчитаем, основываясь на этих данных, основные технические и экономические характеристики установок протекторной защиты.

Расчет основных технических и экономических параметров установки протекторной защиты. На практике оценка величины защитного тока J_A одного протектора для магниевых протекторов обычно происходит с использованием следующей хорошо известной эмпирической формулы из справочника [5]:

$$J_A = 0,6/R_n, \quad (19)$$

где величина 0,6 характеризует движущее напряжение, т. е. напряжение между защищаемым сооружением с поляризационным потенциалом

–0,85 В и поляризационным потенциалом гальванического анода, которые измерены относительно медно-сульфатного электрода сравнения. Для цинкового анода эта величина обычно составляет 0,2 В, а для алюминиевого – 0,3 В [5]. Под обозначением R_n понимают омическое сопротивление в цепи установки протекторной защиты, которое, в свою очередь, определяется следующей формулой:

$$R_n = R_s + R_G + R_K, \quad (20)$$

где R_s – омическое сопротивление растекания защищаемого сооружения; R_G – омическое сопротивление растекания одиночного гальванического анода; R_K – омическое сопротивление кабеля.

Проведем вычисление необходимой величины защитного тока с использованием этих формул. Воспользуемся упрощенным вариантом расчета сопротивления растекания пятикилограммовых магниевых анодов, изготовленных в форме блоков и помещенных в мешки с активатором. В этом случае в силу малой протяженности кабельных прокладок (что влечет за собой их относительно низкую стоимость), а также возможности выбора практически любого необходимого сечения кабеля можно принять, что $R_K \ll R_G$. В то же время для расчета омического сопротивления растекания трубопровода можно принять, что $R_s = 0,3$ Ом [5]. Следовательно, мы можем переписать формулу (19) в следующем виде:

$$J_A \approx \frac{0,6}{R_G + 0,3}. \quad (21)$$

Таблица 3

Основные параметры, характеризующие протекторную защиту трубопровода при плотности защитного тока $j_s = 10^{-5}$ А/м²

ρ , Ом·м	R_G , Ом	J_A , А	$n_{пр}$, шт	$K_{пр}$, тыс. руб.	$C_{пр}$, тыс. руб.	$\Pi_{1пр}$, тыс. руб.	$\Pi_{Lпр}$, тыс. руб.
0	0	0	0	0	0	0	0
10	6	0,100	9,020	90,20	8	17,02	0,190
20	12	0,049	18,41	164,0	8	24,40	0,273
30	18	0,033	27,33	237,4	8	31,74	0,355
40	24	0,025	36,08	311,0	8	39,10	0,437
50	30	0,020	45,10	392,2	8	47,22	0,528
60	36	0,017	53,06	474,7	8	55,47	0,620
70	42	0,014	64,43	530,6	8	61,06	0,683
80	48	0,012	75,17	601,3	8	68,13	0,762
90	54	0,011	82,00	693,8	8	77,38	0,865
100	60	0,010	90,20	751,7	8	73,17	0,818

Установлено [5], что сопротивление растекания для протектора выбранной нами формы в основном определяется следующей эмпирической формулой:

$$R_G = 0,6 \rho \text{ [Ом}\cdot\text{м/м]}, \quad (22)$$

где ρ – удельное сопротивление грунта, Ом·м.

Проведем соответствующие вычисления R_G и J_A , результаты поместим в табл. 3.

Расчет количества протекторов. В случае, если все указанные мероприятия не позволяют обеспечить требуемый защитный ток I_0 , (в нашем случае согласно табл. 1 его величина составляет 0,902 А), необходимо использовать несколько протекторов. Очевидно, что при использовании n одиночных протекторов защитный ток, получаемый от них, увеличивается в n раз. Однако на практике с целью сокращения объема земляных работ используют групповое размещение протекторов, при котором наблюдается некоторый рост омического сопротивления растекания по сравнению с одиночным заложением протекторов, что учитывается коэффициентом экранирования η . При обычных методах закладки гальванических анодов его величина мало отличается от 0,85. Количество $n_{гр}$ протекторов, установленных групповым способом в таком случае можно определить по формуле

$$n_{гр} = \frac{I_0}{\eta J_A}. \quad (23)$$

Вместе с тем в наших расчетах с целью более адекватного сравнения экономических параметров двух методов защиты (катодного и протекторного) будем считать, что $\eta = 1$, т. е. будем использовать следующую упрощенную формулу:

$$n_{гр} = \frac{I_0}{J_A}. \quad (24)$$

Проведем соответствующие вычисления $n_{гр}$, результаты поместим в табл. 3.

Проектирование протекторной защиты предполагает и определение срока её службы по следующей формуле:

$$T = \frac{mg\eta_n\eta_{II}}{8760J_{cp}}, \quad (25)$$

где T – срок службы протектора (годы); m – масса протектора; g – токоотдача материала протектора (теоретическая); η_n – коэффициент, учитывающий собственную коррозию анода; η_{II} – коэффициент, учитывающий неравномер-

ность коррозии анода; J_{cp} – среднее значение силы тока в цепи «протектор – ПМС» за весь период T эксплуатации протектора.

Будем считать, что данное требование выполняется. В противном случае оно легко исправимо простым увеличением массы протекторов. Остальные параметры протекторной защиты при этом изменяются мало, и можно принять, что они остаются практически неизменными и не влияющими на экономические и технические параметры гальванической защиты ПМС от коррозии.

Расчет основных экономических параметров установки протекторной защиты. Рассчитаем удельные годовые расходы на обеспечение протекторной защиты участка трубопровода единичной длины (1 км) по следующей формуле [4]:

$$\Pi_{Lпр} = \frac{\Pi_{1пр}}{2L}, \quad (23)$$

где $\Pi_{1пр}$, определяется соотношением

$$\Pi_{1пр} = \frac{K_{пр}}{T} + C_{пр}; \quad (24)$$

$K_{пр}$ – капитальные затраты на сооружение установки протекторной защиты (10000 рублей на один гальванический анод); $C_{пр}$ – годовые эксплуатационные затраты, рассчитанные на одну установку протекторной защиты и расходуемые на её профилактику, проведение различных измерений, ремонтов и т. д. В соответствии с п. 4.7.7 «Инструкции по защите городских подземных трубопроводов от коррозии» [8] профилактические осмотры установок протекторной защиты производятся два раза в год. Осмотры уже установок катодной защиты осуществляют два раза в месяц. Соответственно можно принять (особенно учитывая то обстоятельство, что технически протекторная защита значительно проще катодной), что стоимость ее будет не более 8 % от соответствующей стоимости обслуживания установок катодной защиты. Стоимость годового обслуживания установки катодной защиты нами была оценена ранее в 100000 рублей. Следовательно, стоимость годового обслуживания установки протекторной защиты можно принять равной 8000 рублей.

Полученные данные поместим в табл. 3.

Обсуждение результатов и выводы

Оценка экономической эффективности антикоррозионных мероприятий сопряжена с целым рядом методологических трудностей. Действительно, наиболее часто используемый метод годовых приведенных затрат предполагает, что степень защищённости ПМС при любом виде применяемых антикоррозионных мероприятий остается практически постоянной. В действительности это не так. Следовательно, учет изменения скорости коррозионного процесса на ПМС при использовании различных методов антикоррозионной защиты требует развития соответствующих модельных представлений и прогнозов коррозионного состояния ПМС, что резко снижает точность расчётов экономической эффективности антикоррозионной защиты.

Счастливым исключением из этого общего правила является сравнительная оценка технико-экономической эффективности протекторной защиты и катодной защиты наложенным током [9, 10]. В этом случае эффективность антикоррозионных мероприятий определяется одним и тем же параметром, а именно достижением защитного потенциала $-0,85$ В по медно-сульфатному электроду сравнения, и, следовательно, может не учитываться при экономическом сравнении обоих методов защиты. В этом случае можно ограничиться рассмотрением приведенных затрат по вариантам электро-

химической защиты, осуществленной для одного и того же подземного металлического сооружения. Практически это означает сравнение величин Π_L и $\Pi_{Lпр}$, т. е. годовых приведенных затрат на защиту одного километра трубопровода установками соответственно катодной и протекторной защит при одинаковых условиях. Сопоставление последних строк табл. 2 и 3, где определены эти параметры, позволяет сделать однозначный выбор в пользу протекторной защиты для трубопроводов с современной, например полиэтиленовой, изоляцией, обладающей хорошими диэлектрическими свойствами в рассмотренном интервале изменения сопротивления грунта.

Выводы

Предложена методика расчета сравнительной экономической эффективности протекторной и катодной защит подземных металлических сооружений, использующая практически формулы, выработанные в процессе развития методов электрохимической защиты. Она позволяет:

оценить влияние удельного сопротивления грунта на экономическую эффективность протекторной и катодной защит;

выбрать вариант электрохимической защиты с минимальной стоимостью путем сравнения годовых приведенных затрат на один километр защищаемого трубопровода в вариантах протекторной и катодной защиты.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **ГОСТ 9.602 – 2005.** Единая система защиты от коррозии и старения. Сооружения подземные. Общие требования к защите от коррозии. М.: Стандартинформ, 2006. 55 с.
2. **ГОСТ Р 51164 – 98.** Трубопроводы стальные магистральные. Общие требования к защите от коррозии. М.: Госстандарт России. 1998. 41 с.
3. **DIN 30 676.** Planung und Anwendung des kathodischen Korrosionsschutzes für den Außenschutz.
4. **Киселев В.Г.** Основные принципы проектирования катодной защиты подземных металлических сооружений // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического института. 2011. № 4(135). С. 111–116.
5. **Baeckmann W.** Taschenbuch für den kathodischen Korrosionsschutz. Essen.: Vulkan-Verlag, 1996. 339 S.
6. **Baeckmann W., Schwenk W.** Handbuch des kathodischen Korrosionsschutzes. Weinheim.: Verlag Chemie. 1980. 465 S.
7. **Киселев В.Г.** Основные принципы проектирования протекторной защиты подземных металлических сооружений // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического института. 2011. № 3(130). С. 75–80.
8. **РД 153-39.4-091-01** Инструкция по защите городских подземных трубопроводов от коррозии. Санкт-Петербург: Изд-во ДЕАН, 2002. 240 с.
9. **Киселев В.Г., Медяный С.А.** Методы оценки экономической эффективности антикоррозионных мероприятий // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического института. 2008. № 2 (54). С. 215–218.
10. **Киселев В.Г.** Совершенствование методики оценки экономической эффективности антикоррозионных мероприятий // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического института. 2009. № 4 (89). Т. 2. С. 107–112.

REFERENCES

1. **GOST 9.602 – 2005.** Yedinaya sistema zashchity ot korrozii i stareniya. Sooruzheniya podzemnyye. Obshchiye trebovaniya k zashchite ot korrozii [United system for corrosion protection and aging. Construction are underground. General requirements for the corrosion protection] M.: Standartinform, 2006. 55 s. (rus.)
2. **GOST R 51164 – 98.** Truboprovody stalnyye magistralnyye. Obshchiye trebovaniya k zashchite ot korrozii [Conduits are steel main. General requirements for the corrosion protection]. M.: Gosstandart Rossii, 1998. 41 s. (rus.)
3. **DIN 30 676.** Planung und Anwendung des kathodischen Korrosionsschutzes für den Außenschutz [Planning and application of the cathodic corrosion protection for the external contactor].
4. **Kiselev V.G.** Osnovnyye printsiipy proyektirovaniya katodnoy zashchity podzemnykh metallicheskih sooruzheniy [Basic principles of the design of the cathode protection of the underground metallic construction]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo instituta*. 2011. № 4 (135). S. 111–116. (rus.)
5. **Baekmann W.** Taschenbuch für den kathodischen Korrosionsschutz [Paperback for the cathodic corrosion protection]. Essen.: Vulkan-Verlag, 1996. 339 s.
6. **Baekmann W., Schwenk W.** Handbuch des kathodischen Korrosionsschutzes [Manual of the cathodic corrosion protection]. Weinheim.: Verlag Chemie. 1980. 465 s.
7. **Kiselev V.G.** Osnovnyye printsiipy proyektirovaniya protekturnoy zashchity podzemnykh metallicheskih sooruzheniy [Basic principles of the design of the protector protection of the underground metallic construction]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo instituta*. 2011. № 3 (130). S. 75–80. (rus.)
8. **RD 153-39.4-091-01.** Instruktsiya po zashchite gorodskikh podzemnykh truboprovodov ot korrozii [Instruction on the protection of urban underground conduits from the corrosion]. Sankt-Peterburg.: Izd-vo DEAN, 2002. 240 s. (rus.)
9. **Kiselev V.G.** Sovershenstvovaniye metodiki otsenki ekonomicheskoy effektivnosti antikorrozionnykh meropriyatiy [Methods of the estimation of economic effectiveness in the anticorrosive measures]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo instituta*. 2009. № 4-2 (89). T. 2. S. 107 – 112. (rus.)
10. **Kiselev V.G., Medyanyy S.A.** Metody otsenki ekonomicheskoy effektivnosti antikorrozionnykh meropriyatiy [Improvement of the procedure of the estimation of economic effectiveness in the anticorrosive measures]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo instituta*. 2008. № 2 (54). S. 215 – 218. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

КИСЕЛЕВ Владимир Геннадьевич – доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: kis_vg@mail.ru

KISELEV Vladimir G. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: kis_vg@mail.ru



МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

DOI 10.5862/JEST/3

УДК 001.83(100):661.3:620:669

А.И. Рудской

11-Я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ», ПОСВЯЩЕННАЯ 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ ЧЛ.-КОРР. РАН В.С. СМИРНОВА (1915–1973), РЕКТОРА ЛЕНИНГРАДСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА (1956–1973)

A.I. Rudskoy

THE 11TH INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND TECHNICAL CONFERENCE «MODERN METAL MATERIALS AND TECHNOLOGIES», DEDICATED TO THE 100 TH ANNIVERSARY OF BIRTH OF RAS CORRESPONDING MEMBER V.S. SMIRNOV (1915–1973), RECTOR OF THE LENINGRAD POLYTECHNIC INSTITUTE (1956–1973)

В статье приведена информация об 11-й Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии». Конференция состоялась 23–27 июня 2015 года в Санкт-Петербурге на базе ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и была посвящена 100-летию со дня рождения чл.-корр. РАН В.С. Смирнова (1915–1973), ректора Ленинградского политехнического института (1956–1973). В конференции приняли участие более 160 крупнейших ученых и ведущих специалистов в области развития новых технологий и материаловедения, представителей университетов, институтов РАН, научных и производственных организаций из различных регионов России и других стран. Всего за время конференции заслушаны и обсуждены более 100 докладов в семи тематических секциях по наиболее перспективным направлениям материаловедения и металлургических технологий. В докладах отражена тенденция появления большого количества новых технологий и материалов на стыке традиционных областей металлургии.

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ; МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ; КОНФЕРЕНЦИИ; ВЫСШАЯ ШКОЛА; САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ПЕТРА ВЕЛИКОГО.

This article provides information about the 11th International Scientific and Technical Conference «Modern metal materials and technologies». The conference took place on 23-27 June 2015 in St. Petersburg based FSAEI IN «Saint-Petersburg Polytechnic University Peter the Great» and was dedicated to the 100th anniversary of the birth of corr. RAS VS Smirnov (1915-1973), rector of the Leningrad Polytechnic Institute (1956-1973). The conference was attended by over 160 prominent scientists and leading experts in the field of development of new technologies and materials, representatives of universities, institutes of Russian Academy of Sciences, scientific and industrial organizations from different regions of Russia and foreign countries. Altogether during the conference heard and discussed more than 100 reports in seven thematic sections on the most promising areas of materials science and metallurgical technologies. The report reflects the trend of the emergence of many new technologies and materials at the junction of the traditional areas of industry.

NEW MATERIALS AND TECHNOLOGIES; MATERIALS; CONFERENCES; HIGH SCHOOL; PETER THE GREAT ST. PETERSBURG POLYTECHNIC UNIVERSITY.

Конференция состоялась 23-27 июня 2015 г. в Санкт-Петербурге на базе ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

Организаторы конференции – Министерство образования и науки Российской Федерации, Российская академия наук, Российский фонд фундаментальных исследований, Санкт-Петербургский научный центр РАН, Научный совет РАН по физике конденсированных сред, Комитет по науке и высшей школе Правительства Санкт-Петербурга, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.

Председатель конференции – академик РАН И.В. Горынин

Программный комитет: член-корреспондент РАН М.И. Карпов (сопредседатель), член-корреспондент РАН А.И. Рудской (сопредседатель), академики РАН Е.Н. Каблов, О.А. Банных, В.М. Счастливцев, члены-корреспонденты РАН М.И. Алымов, Г.С. Бурханов, М.Р. Предтеченский, В.В. Рыбин, А.В. Дмитриев, Д.А. Индейцев, профессора доктор технических наук А.С. Орыщенко, В.Я. Осадчий, А.А. Богатов, профессор доктор физико-математических наук А.М. Глезер

Цель конференции – проанализировать и обсудить современные достижения науки и техники по широкому кругу проблем, связанных с теоретическими, технологическими и инженерными задачами в области металлургических процессов, металлических, порошковых и композиционных материалов.

Тематика конференции: теория и моделирование металлургических процессов; технологии обработки и получения порошковых, композиционных материалов и покрытий; жидкофазные металлургические технологии; технологические процессы пластической обработки металлических материалов; нанотехнологии в металлургии; физико-технологические проблемы интенсивной пластической деформации; материаловедение и термомеханическая обработка металлов; современные методы диагностики, оценки и прогнозирования свойств материалов и изделий; научно-практическая школа для молодёжи «Трансфер инновационных технологий в высокотехнологичный бизнес».

В конференции приняли участие более 160 крупнейших ученых и ведущих специалистов в области развития новых технологий и материаловедения, представителей университетов, институтов РАН, научных и производственных организаций из различных регионов России (в их числе представители городов Москва, Ново-

сибирск, Томск, Екатеринбург, Черногоровка, Белгород, Магнитогорск, Самара, Челябинск, Владивосток), а также участники из Германии, Польши, Украины, США, Болгарии, Чехии, Греции, Италии и других стран.

Торжественное открытие конференции состоялось 23 июня 2015 года в Белом зале Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

Во вступительном слове, вспоминая Василия Сергеевича Смирнова, 100-летию со дня рождения которого посвящена конференция, ректор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого А.И. Рудской сказал: «Масштаб ученого определяется не только той, иногда достаточно узкой, научной областью, в которой он работает, но еще мировоззрением и широтой взглядов, видением тех перспектив, которые сулят новые разработки». Рассказывая об ученом-патриоте, высоко поднимавшем престиж отечественной науки в области металлургических процессов, металлических, порошковых и композитных материалов, Андрей Иванович особо отметил и организаторский талант В.С. Смирнова, который в течение 17 лет занимал должность ректора Ленинградского политехнического института. Как человек, понимающий, чувствующий проблемы высшей школы, студентов и преподавателей, он успешно решал сложные задачи, стоящие перед вузом и его научно-педагогическим коллективом.

Пленарное заседание конференции проходило в Санкт-Петербургском политехническом университете Петра Великого, а секционные (на протяжении следующих трех дней) – на теплоходе «Михаил Шолохов». Такой формат не толь-



Ректор СПбПУ А.И. Рудской открывает конференцию

ко дает возможность обсудить научную проблематику отрасли, но и предоставляет участникам обширную культурно-экскурсионную программу.

Всего за время конференции заслушаны и обсуждены более 100 докладов в семи тематических секциях по наиболее перспективным направлениям материаловедения и металлургических технологий. В докладах отражена тенденция появления большого количества новых технологий и материалов на стыке традиционных областей металлургии.

В рамках конференции прошел финал Всероссийской школы молодых ученых на тему

«Трансфер инновационных технологий в высокотехнологичный бизнес». На участие в Школе поступило более сотни заявок от студентов, аспирантов, молодых сотрудников университетов России, из которых было отобрано 25. Им представилась возможность повысить свои компетенции в профессиональных областях и получить опыт создания и коммерциализации инновационных проектов.

В номере журнала «Научно-технические ведомости СПбГПУ» публикуются некоторые из представленных на конференции докладов.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

РУДСКОЙ Андрей Иванович — доктор технических наук член-корреспондент РАН ректор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: rector@spbstu.ru

RUDSKOY Andrey I. — Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: rector@spbstu.ru

DOI 10.5862/JEST/4

УДК 621.762

Д.В. Фук, В.Н. Цеменко, С.В. Ганин

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСАДКИ ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА В ОБОЛОЧКЕ

D.V. Fuk, V.N. Tsemenko, S.V. Ganin

MODELLING THE DEPOSITION PROCESS OF POWDER MATERIAL IN A CAPSULE

Проведен сравнительный анализ результатов моделирования в пакетах DEFORM и LS-DYNA процесса осадки алюминиевых образцов в капсуле с экспериментальными данными. Качественная картина и величина деформации, полученные при моделировании, практически совпадают с результатами экспериментальных исследований. Таким образом, можно говорить об адекватности разработанных компьютерных моделей и возможности их использования при моделировании процессов осадки, а также более сложных процессов деформирования, в которых относительная плотность изменяется несущественно. Для более сложных процессов деформирования заготовок из порошковых материалов (экструзия, равноканальное угловое прессование, прокатка), при которых интервал изменения плотности лежит в существенно более широком диапазоне, необходимо использовать адаптированные к этим условиям математические модели и условия текучести, в частности эллиптическое условие текучести, в котором используются две механические характеристики – предел текучести при сдвиге и предел текучести при гидростатическом сжатии.

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ; МОДЕЛИРОВАНИЕ; ДЕФОРМАЦИЯ; АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ; ОСАДКА В КАПСУЛЕ.

Results of the comparative analysis of modeling in DEFORM and LS-DYNA of process rainfall of aluminum samples are given in a capsule packages with experimental data. The qualitative picture and size of deformation received when modeling practically coincide with results of pilot studies. Thus, it is possible to tell about adequacy of the developed computer models and possibility of their use when modeling processes rainfall, and also more difficult processes of deformation in which relative density changes insignificantly. For more difficult processes of deformation of preparations of powder materials (extrusion, equal-channel angular pressing, rolling) at which the interval of change of density lies in significantly wider range, it is necessary to use the mathematical models and conditions of fluidity adapted for these conditions, in particular an elliptic condition of fluidity in which two mechanical characteristics are used: a fluidity limit at shift and a fluidity limit at hydrostatic compression.

POWDER METALLURGY; MODELING; DEFORMATION; ALUMINUM ALLOYS; A DEPOSIT IN A CAPSULE.

Введение

Разработка новых технологий порошковой металлургии позволяет шире использовать ее возможности по созданию материалов с повышенными эксплуатационными свойствами [1–6]. Большое значение при этом имеют теоретический анализ и моделирование технологических процессов.

Теоретическое исследование обработки давлением металлических материалов и ряда других процессов, сопровождающихся значительной пластической деформацией и разрушением материалов, во многих случаях возможно с помощью численных методов, в частности методом конечных элементов (МКЭ). На основе МКЭ

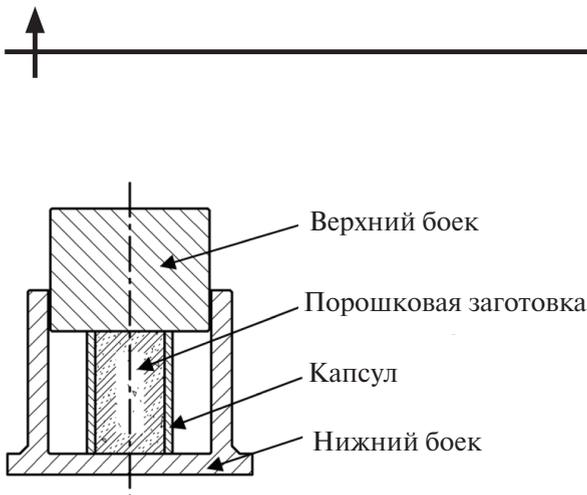


Рис. 1. Схема процесса осадки в капсуле

уже создано большое количество систем инженерного анализа [7]. Возможности этих программных продуктов существенно различаются, что необходимо учитывать, выбирая подход к решению конкретных задач, в частности сложных задач описания поведения порошковых и пористых материалов в процессах нагружения.

Порошковые и пористые материалы, в отличие от компактных, деформируются с необратимым изменением объема, при этом увеличение плотности может происходить за счет уменьшения объема пор. Описание деформации некомпактных металлических материалов возможно с тех же позиций теории пластического течения, с которых выполняется моделирование процессов обработки давлением компактных материалов. Для этого необходимо корректно сформулировать условие предельного состояния некомпактных материалов, т. е. построить поверхность текучести и получить уравнение ассоциированного закона пластического течения, связывающее параметры напряженного и деформированного состояний [8].

Из анализа различных публикаций следует, что большинство систем инженерного анализа либо не позволяют работать с некомпактными материалами, либо не могут дать надежный ответ на процесс уплотнения. Для выбора системы, наиболее адекватно описывающей поведение порошковых и пористых материалов при деформировании, рассмотрим наиболее функциональные и известные системы, нашедшие широкое применение в Российской Федерации: ANSYS/LS-DYNA версии 15.0 и DEFORM версии 10.0.1. Для простоты исследуем модель процесса осадки порошкового материала в капсуле (рис. 1).

Цель работы – сравнение результатов моделирования в пакетах DEFORM и ANSYS/LS-DYNA и экспериментального исследования процесса осадки порошкового материала в капсуле при повышенной температуре и разработка рекомендаций для моделирования процессов деформирования при более сложных технологических схемах нагружения.

Материалы, объекты моделирования и исследования

Материал капсулы – сплав АМг5: модуль упругости – $E = 70000$ МПа; предел текучести – 200 МПа – был задан в табличном виде в зависимости от температуры, деформации и скорости деформации; коэффициент Пуассона – 0,3.

Порошковая заготовка изготавливалась из алюминиевого порошка ПА-04 оптимизированного гранулометрического состава и имела начальную относительную плотность 0,65.

Геометрические размеры капсулы, толщины стенок, начальная плотность порошковой заготовки выбраны из условий проведения последующего моделирования и исследования процесса горячей экструзии композиционных материалов на основе алюминиевых матриц.

Моделирование в DEFORM

Условия моделирования: модель порошковой заготовки – пористая среда (реологические характеристики пористого тела представлены на рис. 2); модель течения – жестко-пластическая, условие текучести – по Мизесу; бойки – абсолютно жесткие тела; температура порошкового материала в процессе сжатия постоянна и равна 300 °С; коэффициент трения между капсулой и бойками равен коэффициенту трения между порошковой заготовкой и бойками, принят равным 0,3.

Результаты моделирования осадки заготовки (начальные размеры: высота $H = 30$ мм; диаметр порошковой заготовки $D = 17$ мм)

При толщине стенки капсулы $b = 2$ мм образуется двойная бочка (рис. 3). На рис. 4 видны зоны разрыхления. Эти зоны разрыхления довольно большие, что вызывает разрушение заготовки. Следовательно, капсула толщиной стенки 2 мм не дает необходимый подпор для уплотнения; относительная деформация до разрушения составляет около 15 %.

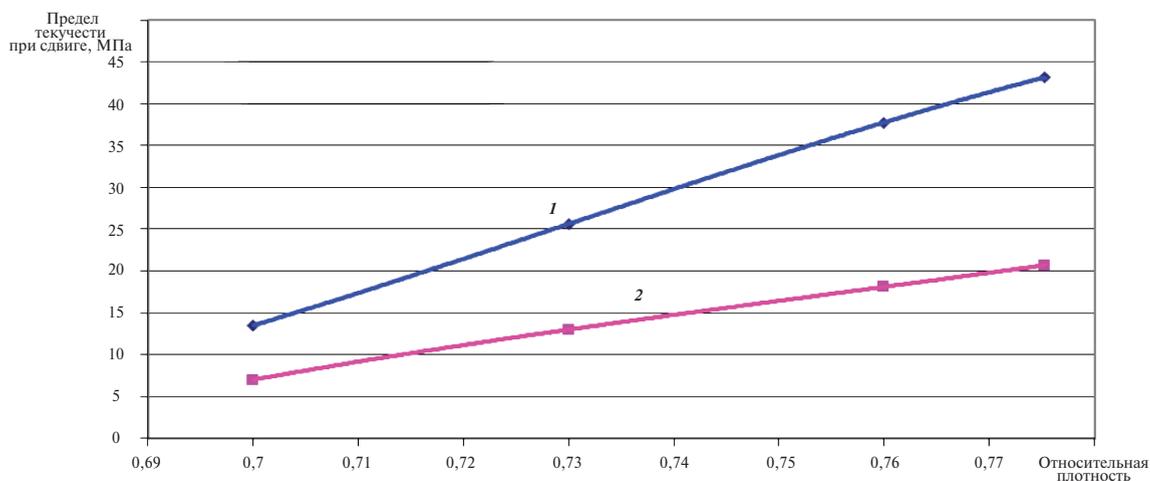


Рис. 2. Зависимость предела текучести при пластическом сдвиге от относительной плотности материала при 20 (1) и 300 (2) °С [9]

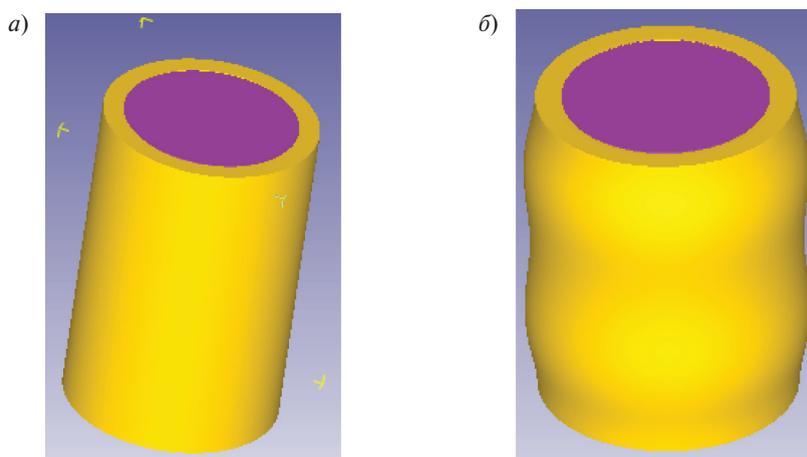


Рис. 3. Образец до (а) и после (б) деформации 15 %

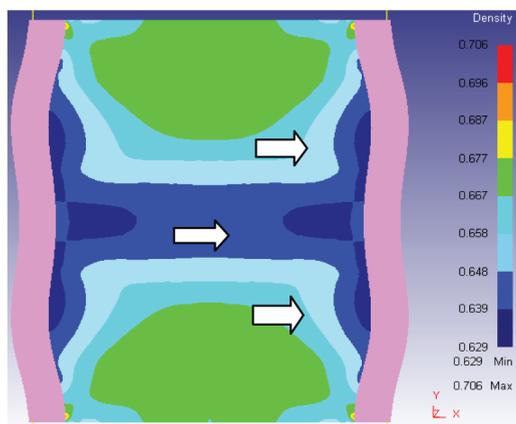


Рис. 4. Распределение относительной плотности при деформации 15 %

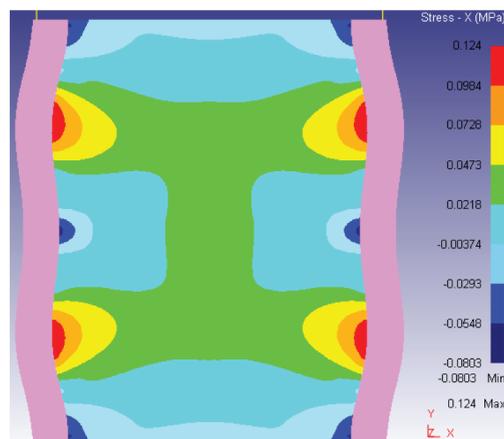


Рис. 5. Распределение радиальных напряжений при деформации 15 %

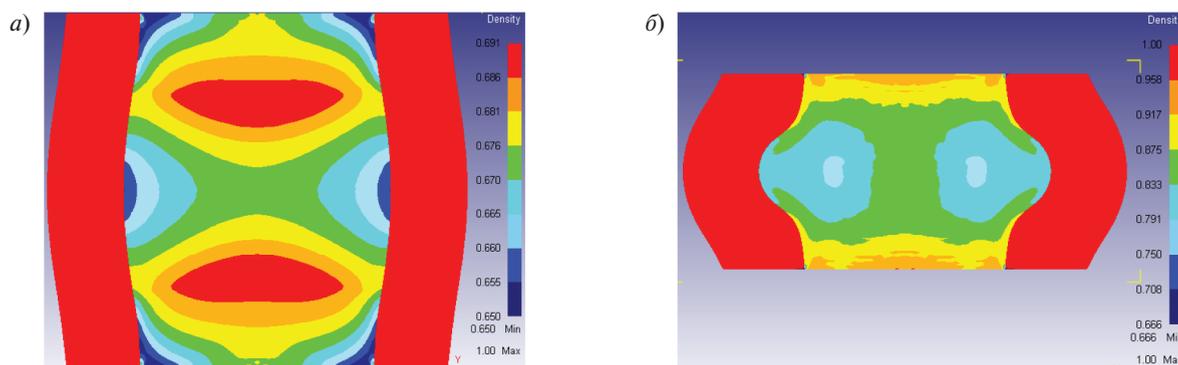


Рис. 6. Распределение плотности порошковой заготовки при деформации 16 (а) и 45 % (б)

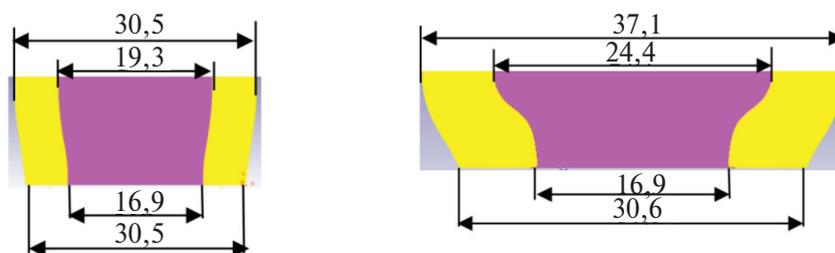


Рис. 7. Размеры образцов после деформации 16 (а) и 45 (б) %

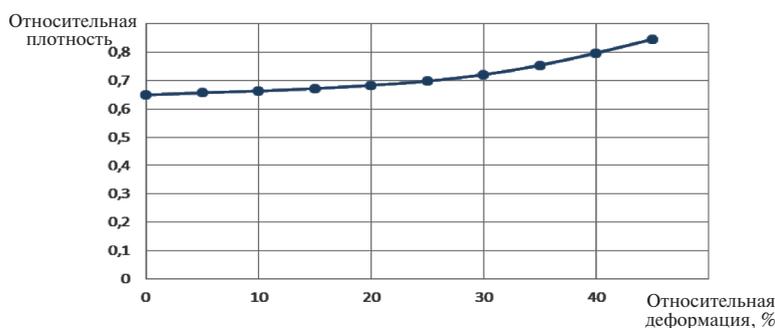


Рис. 8. Изменение плотности порошковой заготовки в зависимости от относительной деформации

При толщине капсулы $b = 5$ мм сначала наблюдается разрыхление порошковой заготовки у торцов и вблизи бочки (рис. 6, а), затем зона разрыхления исчезает и порошковая заготовка доуплотняется (рис. 6, б). Это происходит под действием подпора со стороны пластически деформируемой оболочки.

На рис. 7 показаны заготовки после относительной деформации 16 и 45 %. Следов разрушения не обнаружено.

На рис. 8 показано изменение относительной плотности порошковой заготовки в процессе осадки. Относительная плотность порошковой заготовки после деформации 16 % составляет 0,67, а после 45 % равна 0,84. Таким образом, под действием пластической деформации оболочки произошло уплотнение заготовки за счет дополнительного воздействия гидростатической составляющей тензора напряжений в порошковой заготовке.

Моделирование в пакете ANSYS/LS-DYNA

При решении данной задачи был реализован явный метод в осесимметричной постановке. В этом случае в модели приняты следующие допущения: рассматривалась двухмерная осесимметричная постановка задачи; в исходном состоянии порошковая заготовка считалась однородной и имела постоянную плотность; коэффициент трения на всей поверхности контакта одинаков – 0,3; не учитывались термодинамические эффекты.

Характеристики порошкового материала были адаптированы к модели в пакете LS-DYNA-Geologic cap: условие текучести порошкового материала задавалось в форме, представленной на рис. 9, а материал капсулы был представлен как LS-DYNA bilinear kinematic [10].

Поскольку пакет LS-DYNA не выполняет расчет распределения плотности в материале заготовки, то для ее оценки использовалась формула [11]

$$\rho = \rho_0 e^{\varepsilon_v^p}, \quad (1)$$

где ρ – плотность материала после деформации; ρ_0 – начальная плотность заготовки; ε_v^p – эффективная пластическая деформация.

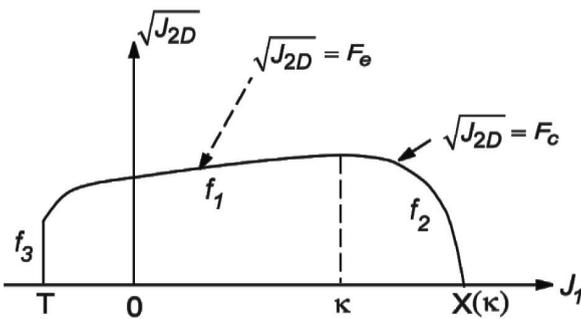


Рис. 9. Геометрическая интерпретация условия текучести на плоскости двух инвариантов модели Geologic cap

Результаты моделирования осадки заготовки (начальные размеры: высота $H = 30$ мм; диаметр порошковой заготовки $D = 17$ мм).

При толщине капсулы $b = 2$ мм, как следует из рис. 10, образуется двойная бочка. Расчетная относительная плотность заготовки при деформации 15 % практически не изменяется. Радиальное напряжение у бочек – растягивающее, что, возможно, вызывает разрыхление. Однако модель явно не показывает разрушения заготовки. Таким образом, капсула толщиной 2 мм не дает необходимого подпора для уплотнения.

При толщине капсулы $b = 5$ мм результаты получены следующие: на рис. 11 и 12 представлены распределения напряжений и деформаций и изменение геометрических размеров заготовок при деформации 16 и 45 %. Разрушение не ведет к нарушению сплошности заготовки. Расчетная относительная плотность заготовки находится в интервале от 0,65 до 0,69, т. е. изменяется в узком интервале. Таким образом, по этой модели подпор со стороны стенки толщиной 5 мм несущественно повышает гидростатическую составляющую тензора напряжений.

Для сравнения результатов моделирования осадки заготовки в капсуле проведено моделирование в пакетах DEFORM и ANSYS/LS-DYNA процесса осадки заготовки с относительной плотностью 0,65 без капсулы при комнатной температуре 20 °С и при температуре 300 °С. Диаметр заготовки – $D = 17$ мм, высота – $h = 15$ мм. Возможности пакета DEFORM не позволили адекватно смоделировать разрушение порошковой заготовки при одноосном сжатии при заданных условиях. Результаты моделирования в пакете LS-DYNA представлены на рис. 13 и 14.

При комнатной температуре порошковая заготовка с относительной плотностью 0,65 разру-

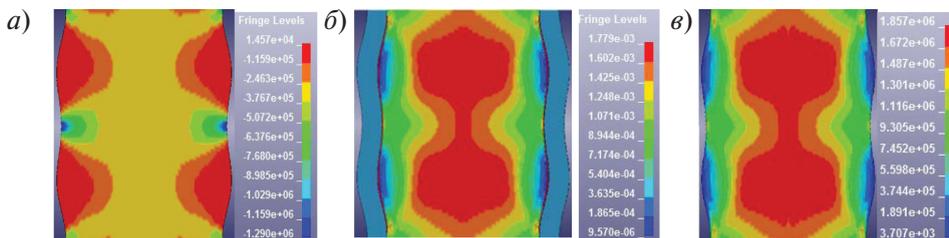


Рис. 10. Распределение радиальных напряжений (а) и эффективная пластическая деформация (б, в) при деформации 15 %

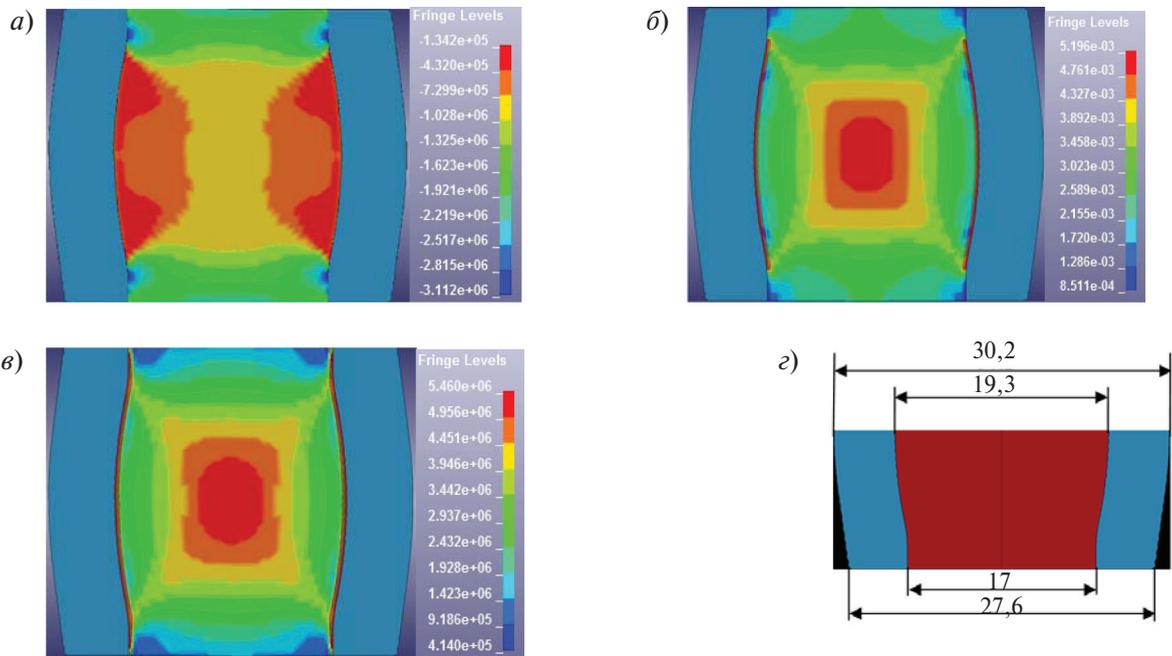


Рис. 11. Распределение радиальных напряжений (а); эффективная пластическая деформация (б); интенсивность напряжений (в) и размеры заготовки (г) при деформации 16 %

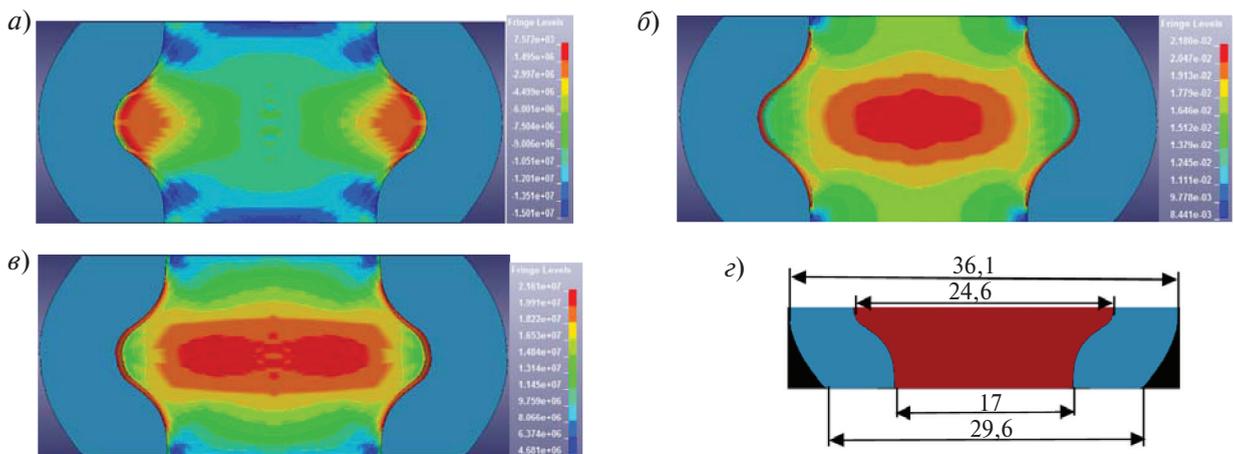


Рис. 12. Распределение радиальных напряжений (а); эффективная пластическая деформация (б); интенсивности напряжений (в) и размеры заготовок (г) при деформации 45 %

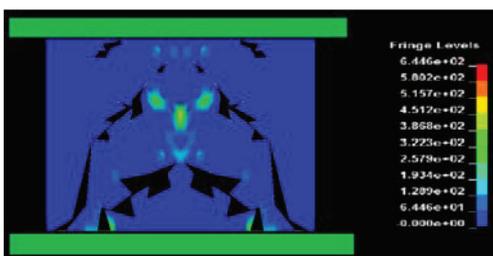


Рис. 13. Разрушение порошковой заготовки после нагружения при 20 °С

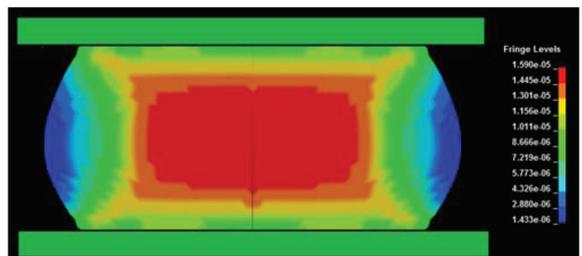


Рис. 14. Распределение объемной пластической деформации при деформации 34 %

шается хрупко практически сразу после нагружения. Пластическая деформация заготовки равна 0.

При температуре 300 °С порошковый материал более пластичен, поэтому испытуемый образец пластически деформируется, образуя бочку, до деформации 34 %, после этого он разрушается. Вследствие отсутствия подпора со стороны боковой стенки плотность заготовки до разрушения практически не меняется.

Результаты экспериментов

Для проверки адекватности работы систем инженерного анализа их результаты сопоставлены с данными проведенных экспериментов по осадке порошковой заготовки в капсуле. Экспериментальные данные представлены на рис. 15–17.

При толщине стенки капсулы $b = 2$ мм. внешний характер деформации соответствует результатам математического моделирования, что практически подтверждает образование двойной бочки; увеличение деформации более 15 % при-

водит к разрыхлению порошковой заготовки и разрушению оболочки.

При толщине стенки капсулы $d = 5$ мм макро-структура образцов после осадки с относительной деформацией 16 и 45 представлена на рис. 16. Разрушение заготовок не наблюдается.

Для определения относительной плотности порошковой заготовки после осадки стандартными методиками шлифподготовки были полу-

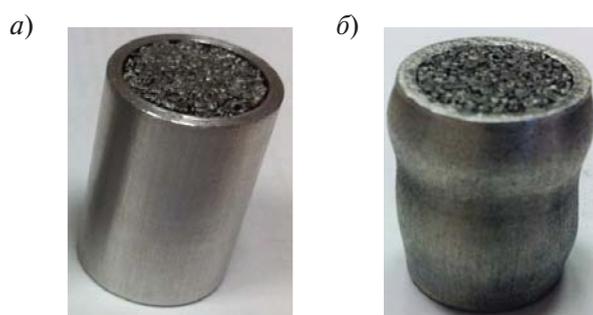


Рис. 15. Общий вид образцов до деформации (а) и после деформации 15 % (б)

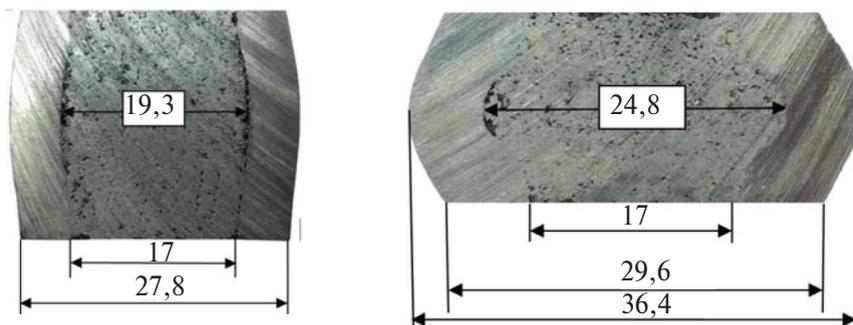


Рис. 16. Макроструктура образцов после сжатия 16 % (а) и 45% (б)



Рис. 17. Макроструктура порошковой заготовки после деформации 45 % (пористость: 1 – 0,259; 2 – 0,201; 3 – 0,234; 4 – 0,287; 5 – 0,226; 6 – 0,268; 7 – 0,262; 8 – 0,340; 9 – 0,247)

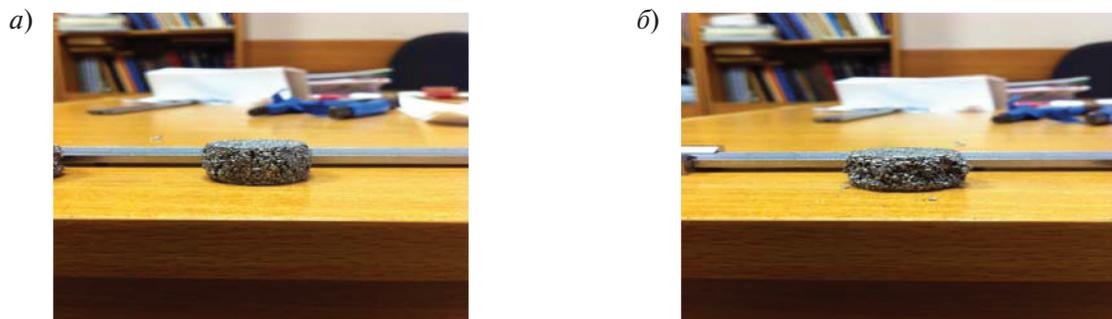


Рис. 15. Порошковая заготовка после деформации 20 % (а) и предельной деформации 30 % (б)

чены макрошлифы, анализ которых проводился с помощью программного обеспечения ВидеоТест 5.2. Это позволило оценить пористость и относительную плотность образцов (рис. 17).

Как показал эксперимент, средняя относительная плотность заготовки после деформации 45 % составила 0,74. Следовательно, в процессе осадки подпор пластически деформируемой оболочки уплотнил порошковую заготовку от 0,65 до 0,74.

При осадке без оболочки и температуре 300 °С порошковая заготовка деформируется пластически до 30 %, образует бочку (рис. 18). После этого она теряет устойчивость и разрушается.

Выводы и практические рекомендации

Сравнение результатов моделирования в DEFORM и LS-DYNA процесса осадки алюминиевых образцов в капсуле с экспериментальными данными показало, что обе модели позволяют получить адекватные результаты. Качественная картина и величина деформации, полученные при моделировании, практически совпадают с результатами экспериментальных исследований. Различие по плотности между экспериментом и моделированием составляет

8,5 % (для модели LS-DYNA) и 12 % (для модели DEFORM). При этом следует отметить, что в первом случае расчетное значение плотности (0,69) менее полученного экспериментально, а во втором случае (0,84) существенно превышает экспериментальные значения. Это, видимо, связано с особенностями математических моделей материалов и условиями их текучести.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют об адекватности разработанных компьютерных моделей и возможности их использования при моделировании процессов осадки, а также более сложных процессов деформирования, в которых относительная плотность изменяется незначительно. Для более сложных процессов деформирования заготовок из порошковых материалов (экструзия, равноканальное угловое прессование, прокатка), при которых интервал изменения плотности лежит в существенно более широком диапазоне, необходимо использовать адаптированные к этим условиям математические модели и условия текучести, в частности эллиптическое условие текучести, в которое входят две механические характеристики – предел текучести при сдвиге и предел текучести при гидростатическом сжатии [8].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Кокорин В.Н. Прессование гетерофазных увлажненных порошковых металлических смесей для повышения качества высокоплотных заготовок с использованием метода интенсивного уплотнения // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2011. № 6. С. 12–16.
2. Рудской А.И., Кокорин В.Н., Кондратьев С.Ю. [и др]. Прессование гетерофазных увлажненных железных порошков при использовании метода

интенсивного уплотнения // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 5 (23). С. 13–20.

3. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Кокорин В.Н., Сизов Н.А. Исследование процесса уплотнения при ультразвуковом воздействии на увлажненную порошковую среду // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. №178. С. 148–155.

4. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А. Технология послойного электронно-лучевого синтеза

порошковых изделий в вакууме // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 40–45.

5. **Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А.** Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35–41.

6. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11–16.

7. **Илюшкин М.В.** Моделирование процессов обработки металлов давлением в программе ANSYS/LS-DYNA. Ульяновск, 2012. 91 с.

8. **Цеменко В.Н.** Деформирование порошковых сред. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2001. 104 с.

9. **Рудской А.И., Цеменко В.Н., Ганин С.В.** Исследование процессов уплотнения и деформирования порошкового композиционного материала системы алюминий - редкоземельные элементы // Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Изд-во ООО «Фолиум», 2014. С. 25–31.

10. LS-DYNA Keyword user's manual. July 2006. Version 971.

11. **Selig S.G.** Finite element simulation of the compaction and spring back of an aluminum powder metallurgy alloy, Submitted in partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Applied Science. / Dalhousie University Halifax, Nova Scotia, March 2012.

REFERENCES

1. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu, Kokorin V.N.** Pressovaniye geterofaznykh uvlazhnennykh poroshkovykh metallicheskikh smesey dlya povysheniya kachestva vysokoplotnykh zagotovok s ispolzovaniyem metoda intensivnogo uplotneniya. [Pressing of the heterophase moistened powder metal mixes for improvement of quality of high density preparations with use of a method of intensive consolidation]. *Spravochnik. Inzhenernyy zhurnal*. 2011. № 6. S. 12–16. (rus.)

2. **Rudskoy A.I., Kokorin V.N., Kondratyev S.Yu.** [i dr]. Pressovaniye geterofaznykh uvlazhnennykh zheleznykh poroshkov pri ispolzovanii metoda intensivnogo uplotneniya [Pressing of the heterophase moistened iron powders when using a method of intensive consolidation]. *Naukoyemkiye tekhnologii v mashinostroyenii*. 2013. № 5 (23). S. 13–20.

3. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Kokorin V.N., Sizov N.A.** Issledovaniye protsessov uplotneniya pri ultrazvukovom vozdeystvii na uvlazhnennuyu poroshkovuyu sredu. [Research of process of consolidation at ultrasonic impact on the humidified powder environment]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. №3(178). S. 148–155. (rus.)

4. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Sokolov Yu.A.** Tekhnologiya posloynnogo elektronno-luchevogo sinteza poroshkovykh izdeliy v vakuume [Technology of layer-by-layer electron beam synthesis of powder products in vacuum]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2014. № 8. S. 40–45. (rus.)

5. **Sokolov Yu.A., Kondratyev S.Yu., Lukyanov A.A.** Polucheniye izdeliy iz kompozitsionnykh materialov metodom elektronno-luchevogo sinteza i issledovaniye ikh svoystv. [Receiving products from composite materials by

method of electron beam synthesis and research of their properties]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2015. № 2. – S. 35–41. (rus.)

6. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Sokolov Yu.A.** Algoritm i tekhnologicheskiye protsessy sinteza poroshkovykh detaley elektronnyim luchom v vakuume. [Algorithm and technological processes of synthesis of powder details an electronic beam in vacuum]. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2015. № 1. S. 11–16. (rus.)

7. **Ilyushkin M.V.** Modelirovaniye protsessov obrabotki metallov davleniyem v programme ANSYS/LS-DYNA [Modeling of processing of metals pressure in the ANSYS/LS-DYNA program]. Ульяновск, 2012 г. 91 с.

8. **Tsemenko V.N.** Deformirovaniye poroshkovykh sred [Deformation of powder environments] СПб.: Изд-во SPbGPU, 2001. 104 с. (rus.)

9. **Rudskoy A.I., Tsemenko V.N., Ganin S.V.** Issledovaniye protsessov uplotneniya i deformirovaniya poroshkovogo kompozitsionnogo materiala sistemy alyuminiy - redkozemelnyye elementy [Research of processes of consolidation and deformation of powder composite material of system aluminum - rare-earth elements]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov* М.: Изд-во: ООО «Фолиум», 2014. S. 25–31. (rus.)

10. LS-DYNA Keyword user's manual. July 2006. Version 971.

11. **Selig S.G.** Finite element simulation of the compaction and spring back of an aluminum powder metallurgy alloy, Submitted in partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Applied Science / Dalhousie University Halifax, Nova Scotia, March 2012.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ФУК Доан Ван – аспирант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: fukdoan@mail.ru

FUK Doan V. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: fukdoan@mail.ru

ЦЕМЕНКО Валерий Николаевич – доктор технических наук профессор заведующий кафедрой Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: plast-ftim@mail.ru

TSEMENKO Valerii N. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: plast-ftim@mail.ru

ГАНИН Сергей Владимирович – кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: S.V.Ganin@gmail.com

GANIN Sergei V. — Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: S.V.Ganin@gmail.com

DOI 10.5862/JEST/5

УДК 669.1.017:669.018.44:669:018.28:669.018.891:539.25

*А.В. Пташник, С.Ю. Кондратьев,
Г.П. Анастасиади, С.Н. Петров*

ПРЕВРАЩЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ КАРБИДНЫХ ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ HP40Nb ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

*A.V. Ptashnik, S.Yu. Kondratyev,
G.P. Anastasiadi, S.N. Petrov*

THE TRANSFORMATIONS OF STRENGTHENING CARBIDE PHASES IN HEAT-RESISTING HP40Nb ALLOYS AT HIGH-TEMPERATURE OPERATION

Методом количественной металлографии с использованием растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа изучена трансформация упрочняющих карбидных фаз в структуре жаропрочного жаростойкого сплава 25Cr-35Ni-C-Si-Nb серии HP40Nb в процессе длительной выдержки при температуре 1150 °С. Получены зависимости изменения количества и морфологических параметров карбидных фаз в структуре сплавов от времени выдержки при высокотемпературной эксплуатации и проведен их анализ на основе баланса содержания углерода. Установлено, что наибольшие количественные и морфологические изменения карбидной фазы происходят в течение первых 2–10 ч выдержки литого сплава. Показано, что увеличение содержания карбидной фазы в структуре жаропрочного сплава HP40Nb при температурах эксплуатации связано с последовательной трансформацией эвтектических карбидов хрома в направлении $M7C_3 \rightarrow M23C_6 \rightarrow M6C$. Освобождающийся в результате трансформации карбидов хрома углерод образует в матричном γ -твердом растворе вторичные дисперсные карбидные включения правильной формы.

ЛИТЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ ЖАРОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ; МИКРОСТРУКТУРА; ФАЗОВЫЙ СОСТАВ; ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ; КАРБИДНЫЕ ФАЗЫ; ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ.

Transformations of strengthening carbide phases in the structure of a heat resisting heat-resistant alloy 25Cr-35Ni-C-Si-Nb of the HP40Nb series during long endurance at a temperature of 1150 °C were studied by the method of a quantitative metallography with use of raster electronic microscopy and the X-ray spectral microanalysis. Dependences of change of quantity and morphological parameters of carbide phases in structure of the alloy at high-temperature operation are received and explained. It is established that the greatest quantitative and morphological changes of a carbide phase happen during the first 2-10 h endurance of a cast alloy. It is shown that the increase in the maintenance of carbide phases in the structure of a heat resisting HP40Nb alloy at temperatures of operation is connected with consecutive transformation of the eutectic carbides of chrome in the direction: $M7C_3 \rightarrow M23C_6 \rightarrow M6C$. The carbon which is released as a result of transformation of carbides of chrome forms in matrix solid solution secondary disperse a compact form carbide inclusions.

CAST HEAT-RESISTANT HEAT RESISTING ALLOYS; MICROSTRUCTURE; PHASE COMPOSITION; ELECTRON MICROSCOPY; CARBIDE PHASES; PHASE TRANSFORMATIONS.

Введение

Условия работы конструкционных материалов во многих современных отраслях промыш-

ленности экстремальны. Так, высокотемпературные элементы нефтехимического и нефтеперерабатывающего оборудования при эксплуатации подвергаются одновременному

воздействию высоких температур, агрессивной среды и внешней нагрузки. В этих условиях к металлическим материалам предъявляются чрезвычайно высокие требования, причем не только по уровню эксплуатационных свойств, но, главное, по надежности и долговечности. Последнее в наибольшей степени определяется структурной стабильностью материалов в течение длительного времени работы оборудования.

Для изготовления труб и фитингов установок риформинга и крекинга, а также радиационных (радиантных) труб широко используются жаропрочные жаростойкие Fe-Cr-Ni-сплавы H-серий (НК, НТ, НР) [1–3]. Современные НР сплавы третьего поколения имеют сложный химический состав и содержат (% масс.) 0,3–0,6 С, 15–30 Cr, 20–45 Ni, Si, Mo, W, Mn, Ti, Nb, редкоземельные элементы, Fe – остальное. Структура сплавов является многофазной и состоит из пересыщенного твердого раствора γ -Fe-Ni-Cr и карбидов на основе хрома и ниобия (Cr_mC_n и Nb_mC_n) [4, 5]. При высокотемпературной эксплуатации карбидная составляющая в микроструктуре сплавов претерпевает согласно результатам исследований [6–12] непрерывную трансформацию. Характер и скорость изменений упрочняющих карбидных фаз определяют эксплуатационную надежность сплавов. По этой причине для прогнозирования работоспособности таких материалов требуется количественная оценка структурных изменений, протекающих при длительной эксплуатации.

Цель работы – количественное исследование на основе электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа процессов трансформации упрочняющих дисперсных фаз в микроструктуре жаропрочных жаростойких Fe-Cr-Ni-сплавов, протекающих в интервале температур эксплуатации.

Материалы и методика эксперимента

Химический состав исследованного сплава НР40Nb (0,45С-26Cr-35Ni-2Si-2Nb) (% масс):

С	0,48
Si	1,86
Mn	0,91
Cr	25,4
Ni	35,3
Nb	1,72
W	0,63

Mo	0,23
V	0,26
Ti	0,14
РЗЭ	≤ 0,5
Fe	ост.

Сплав выплавляли в индукционной печи, отливки изготавливали статическим литьем, используя песчаные формы. Из литых заготовок толщиной 40 мм изготавливали образцы размером 10×10×15 мм. Образцы подвергали термической обработке по следующему режиму: выдержка при 1150 °С длительностью 2, 10, 50, 100 или 500 ч с последующим охлаждением с печью или в воде. Термическую обработку проводили в электрической печи с точностью измерения температуры ± 2°С.

Для количественного металлографического анализа дисперсных включений в многофазном сплаве применяли метод [13, 14], основанный на совместном использовании экспериментальных данных рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и цифровой обработки электронно-микроскопических изображений структуры, полученных на растровом электронном микроскопе (РЭМ).

Исследование структуры сплава и рентгеноспектральный микроанализ распределения элементов в матрице и состава фаз проводили с использованием растрового электронного микроскопа TESCAN VEGA 2 LM, оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max-50. Точность определения концентрации химических элементов составляла: для Fe, Cr, Ni, Si, Nb, Mo, W, Ti – 3 % (отн.); для С – 20 % (отн.). Изображения структур, полученные при проведении РСМА на РЭМ, использовали также для количественного и морфологического анализа дисперсных включений фаз в сплаве. Для этого применяли программы VegaTC и Inca Feature, которые обеспечивают полный цикл работы с изображениями структур, в том числе статистическую обработку результатов оценки таких параметров структуры, как относительный объем в сплаве, размер и форма частиц, тип кристаллической решетки. Для обеспечения достоверности результатов анализ структуры по каждому параметру проводили не менее чем на 5 полях шлифа размером 400×400 мкм. Изготовление и подготовку шлифов выполняли на оборудовании фирмы «Buehler» согласно ASTM E 3-95.

Результаты экспериментальных исследований и их обслуживание

Структура литого сплава 0,45С-26Сr-35Ni-2Si-2Nb показана на рис. 1. На электронном изображении в режиме Z-контраста, полученном с помощью РЭМ, на фоне матричного γ -твердого раствора наблюдаются дисперсные частицы двух типов, различающихся по яркости: белые и темные. Элементный состав дисперсных фаз и матрицы, полученный с помощью РСМА, отражен в табл. 1. Частицы двух типов в структуре сплава по контрасту с матричным γ -твердым раствором (спектр 3) идентифицированы как карбиды хрома $Cr_m C_n$ (более темные, спектр 1) и карбиды ниобия $Nb_m C_n$ (более светлые, спектр 2).

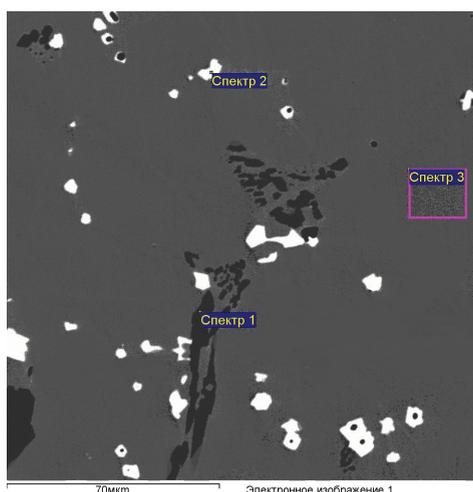


Рис. 1. Структура сплава 0,45С-26Сr-35Ni-2Si-2Nb в литом состоянии, полученная в режиме обратно отраженных электронов (РЭМ)

Большое количество экспериментальных данных об элементном составе дисперсных частиц в структуре сплава показывает, что частицы одного контраста имеют идентичный химический состав и относятся к одному типу фаз. Соответственно, в работе качественно и количественно изучали трансформацию присутствующих в структуре сплава карбидов двух типов – хрома и ниобия. При исследовании структуры сплава в литом состоянии и после выдержки 2–500 ч при 1150 °С определяли следующие параметры структуры (для каждого типа карбидов): общую площадь карбидной фазы, суммарные площади и количество карбидов определенной фракции (по площади включения; среднему диаметру; округлости, оцениваемой по среднеквадратичному отклонению точек реального профиля включения от прилегающей правильной окружности). Выбранные параметры позволяют количественно оценить изменение соотношения карбидных фаз в структуре сплава и их морфологии в процессе эксплуатации сплава.

На рис. 2 представлены результаты определения количества карбидов хрома и ниобия в структуре сплава 0,45С-26Сr-35Ni-2Si-2Nb в литом состоянии и после различной выдержки при 1150 °С и последующего охлаждения с различной скоростью – с печью или в воде. Видно, что количество карбидов ниобия в сплаве практически не изменяется и составляет 1,4–1,5 % об., т.е. не зависит как от длительности выдержки, так и от скорости последующего охлаждения. Однако количество карбидов хрома в структуре сплава после высокотемпературной выдержки значительно увеличивается, причем тем больше, чем медленнее скорость охлаждения. Количество карбидов хрома в сплаве со-

Таблица 1

Химический состав фаз в структуре литого сплава 0,45С-26Сr-35Ni-2Si-2Nb и их идентификация

Номер спектра на рис. 1	Содержание химических элементов, % (масс.)									Идентификация типа фазы
	C	Fe	Cr	Ni	Si	Nb	Mo	W	Ti	
1	8,96	8,70	78,65	1,90	0,04	–	0,51	1,24	–	Карбид хрома
2	11,06	0,68	1,09	0,66	0,13	85,30	0,10	0,07	0,91	Карбид ниобия
3	н.о.	37,67	23,27	35,28	1,95	0,53	0,34	0,95	0,01	Матричная γ -фаза

Примечание: н.о. – содержание элемента не определялось.

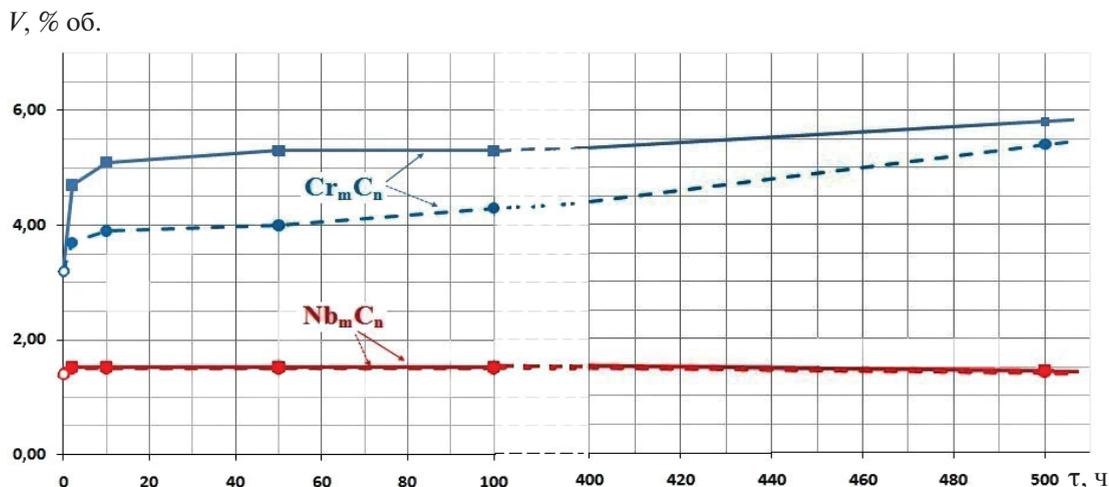


Рис. 2. Изменение объемного содержания карбидов хрома $Cr_m C_n$ и ниобия $Nb_m C_n$ в структуре литого сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в зависимости от длительности выдержки при 1150 °C и скорости охлаждения с печью (—■—) или в воде (•---•)

ставляет (% об.) в литом состоянии — 3,2, после выдержки при 1150 °C длительностью 100 и 500 ч соответственно 5,3 и 5,8 при охлаждении с печью, 4,3 и 5,4 — при охлаждении в воде. Таким образом, при замедленном охлаждении сплава в его структуре продолжают происходить процессы фазовых превращений, происходящие при высокотемпературной выдержке. Вероятно, в наибольшей степени это относится к интервалу температур от 1150 до 700–800 °C.

Для количественной оценки изменения морфологии отдельных включений в структуре литого сплава при высокотемпературной выдержке измеряли наиболее показательные характеристики: размер, площадь и округлость частиц.

Количественный металлографический анализ влияния высокотемпературной выдержки на структурные параметры сплава целесообразно проводить на основе измерения площади, которую занимают частицы, поскольку доля площади, которую частица занимает на шлифе, соответствует ее объемной доле в сплаве. Для количественной оценки распределения частиц карбидов по размерам использовали долю площади, занимаемую включениями разных размеров, в общей площади, занимаемой соответствующей фазой в структуре сплава. На рис. 3 показано изменение распределения включений карбидов хрома и ниобия по размерам (площади) в структуре литого сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-

2Nb после выдержки при 1150 °C различной длительности с последующим охлаждением с печью или в воде.

Видно, что после 2–10 ч выдержки доля мелких частиц карбидов хрома площадью 1–20 мкм² в структуре литого сплава значительно возрастает (рис. 3, а). Если в литом состоянии количество мелких карбидов хрома в сплаве составляет 18 % об., то уже после 2 ч выдержки оно увеличивается до ~ 30 % об., т.е. в 1,5 раза, независимо от скорости последующего охлаждения. После 10 ч выдержки и затем охлаждения с печью или в воде доля мелких карбидов хрома составляет (% об.) соответственно 38 и 34. Дальнейшее увеличение длительности выдержки до 100 ч несколько снижает количество мелких частиц — до 27–29 % об. при одной и другой скорости охлаждения. При этом изменение доли крупных карбидов хрома (> 60 мкм²) в структуре сплава при высокотемпературной выдержке имеет противоположный характер. Если в литом состоянии количество крупных частиц в сплаве составляет 57 % об., то после 10 ч выдержки уменьшается до 46–49, а затем вновь возрастает до 53–56 после охлаждения с печью или в воде. Доля средних по размеру карбидов хрома площадью 21–40 и 41–60 мкм² уменьшается на 3–5 % об. после 2 ч выдержки и далее практически не изменяется, составляя 8–10 % об. для каждой фракции. Следует отметить близость характера и величины изменений распределения карбидов хрома по

размерам в структуре сплава после высокотемпературной выдержки и охлаждения с разной скоростью. Однако, все же, охлаждение в воде несколько уменьшает интенсивность изменения количества крупных и мелких карбидов хрома и стабилизирует количество средних карбидов в структуре сплава.

Влияние высокотемпературной выдержки на размер карбидов ниобия незначительно (рис. 3,

б). Распределение частиц карбидов ниобия по размерам в литом сплаве 0,45С-26Сг-35Ni-2Si-2Nb практически не изменяется после выдержки при 1150 °С длительностью 2–100 ч и последующего охлаждения с печью или в воде. При этом наибольшее количество частиц имеет средний размер. Так, суммарная доля фракций карбидных частиц площадью 21–40 и 41–60 мкм² в общем количестве карбидов ниобия составляет 55–

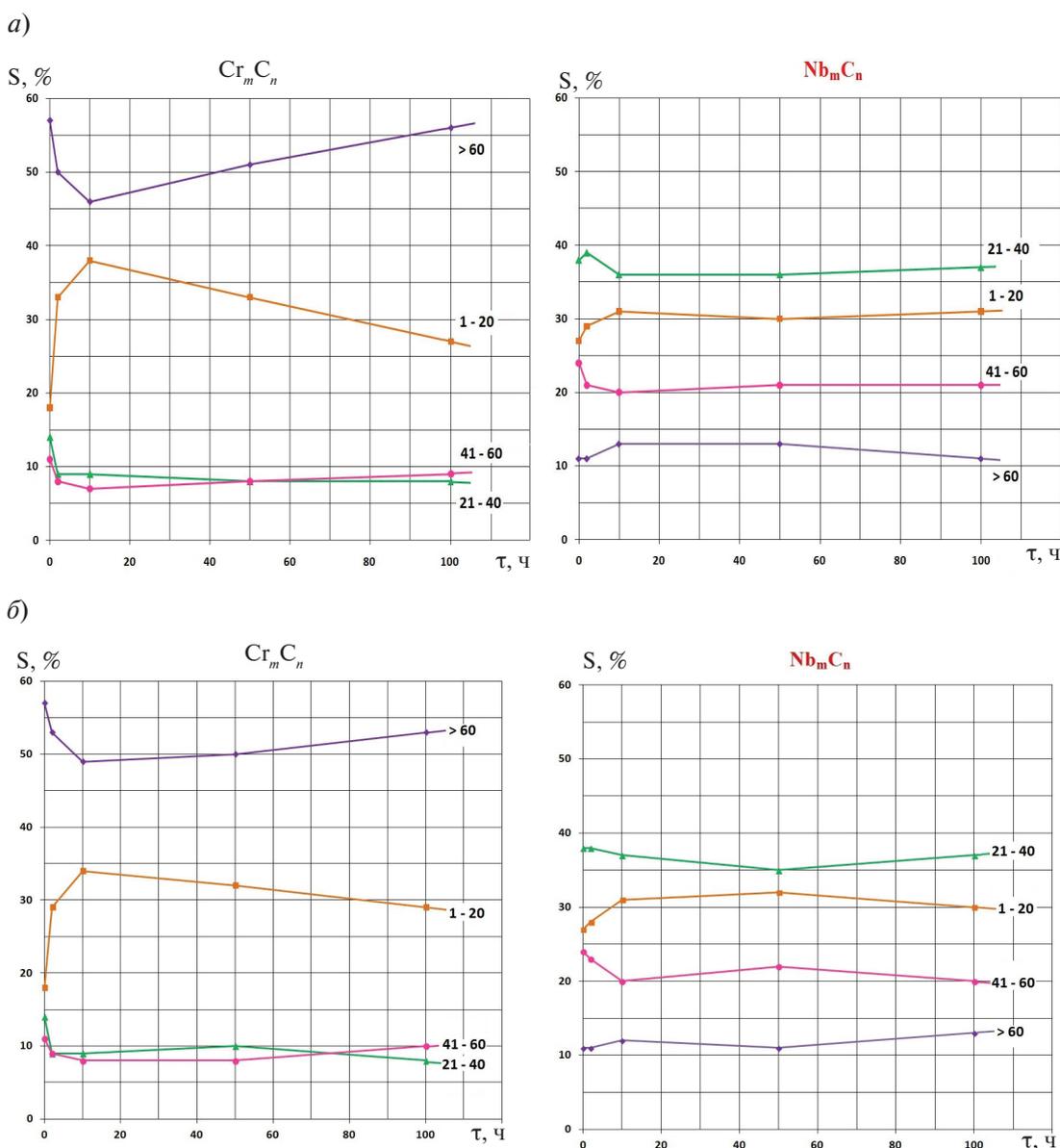


Рис. 3. Изменение относительной доли включений карбидов хрома Cr_mC_n и ниобия Nb_mC_n разной площади в общей площади соответствующей фазы в структуре литого сплава 0,45С-26Сг-35Ni-2Si-2Nb в зависимости от длительности выдержки при 1150 °С и скорости охлаждения с печью (а) или в воде (б). Цифры у кривых – площадь частиц в мкм²

60 % об., доля, % об., мелких карбидов (1–20 мкм²) – примерно 30 %, крупных (> 60 мкм²) – 11–13

Более интенсивное изменение распределения по размерам карбидов хрома по сравнению с карбидами ниобия в структуре сплава при высокотемпературной выдержке, вероятно, объясняется тем, что рост частиц карбида хрома лимитируется диффузией атомов углерода, имеющих высокую диффузионную подвижность. При этом наличие в матричной γ -фазе 23–24 % масс. растворенного хрома не лимитирует взаимодействие химических компонентов в структуре исходных и образующихся промежуточных фаз при высокотемпературной выдержке. Стабильность промежуточных фаз на основе ниобия (карбиды, карбонитриды, интерметаллиды) обусловлена высокой по сравнению с соединениями хрома термодинамической активностью соединений ниобия и низкой концентрацией ниобия в сплаве: ~ 2 % масс., причем в матричной γ -фазе – ~ 0,5 % в литом состоянии и ~ 0,3 % после 100 ч выдержки при 1150 °С.

Характерно, что рост относительного количества мелких карбидов (рис. 3) в сплаве после 2 ч выдержки коррелирует с увеличением доли включений правильной округлой формы (рис. 4).

В начальный период выдержки (2 ч) при 1150 °С доля частиц карбида хрома с высокой округлостью ($r = 0,9–1,0$) в литом сплаве увеличивается с 27 до 56 и 50 % об. при охлаждении с печью или в воде соответственно, что сопровождается в основном уменьшением доли частиц округлостью $r < 0,4$ с 34 до соответственно 13 и 17 % об. (рис. 4, а). При этом доля частиц промежуточной формы ($r = 0,6–0,7$) не изменяется и составляет 14 % об. Снижение доли округлых частиц ($r = 0,9–1,0$) до 31 (печь) и 33 (вода) % об. при увеличении длительности выдержки с 2 до 100 ч компенсируется ростом доли частиц неправильной формы с малой величиной округлости ($r < 0,4$). Доля частиц промежуточной формы ($r = 0,6–0,7$) в процессе выдержки возрастает с 14 до 23 (печь) и 26 (вода) % об. Такое изменение размеров (см. рис. 3) и формы (см. рис. 4) карбидов хрома свидетельствует о непрерывных процессах взаимодействия стабильной матричной и изменчивых промежуточных фаз в сплавах рассматриваемой системы компонентов.

Следует отметить, что при охлаждении в воде после длительной (100 ч) высокотемпературной выдержки доля округлых ($r = 0,9–1,0$) и компактных ($r = 0,6–0,7$) частиц в сплаве выше, чем при охлаждении с печью. При этом условия образования карбидных частиц в случае охлаждения сплава в воде близки к изотермическим, а при охлаждении с печью процессы взаимодействия основных фаз в структуре продолжают в условиях снижающейся температуры до ~700–800 °С.

Характер изменения формы включений карбида ниобия при высокотемпературной выдержке в основном определяется изменением долей округлых ($r = 0,9–1,0$) и компактных ($r = 0,6–0,7$) частиц (рис. 4, б). В литом состоянии доля округлых частиц составляет 14, а компактных – 26 % об.; после 10 ч выдержки при 1150 °С – соответственно 31–36 и 21–24 % об., а после 100 ч – примерно 20 и 30 % об. При этом влияние скорости охлаждения проявляется при выдержках 2–10 ч: охлаждение в воде уменьшает долю округлых частиц карбида ниобия в структуре сплава по сравнению с охлаждением с печью. В отличие от карбидов хрома, доля крупных карбидов ниобия ($r < 0,4$) несущественно изменяется после высокотемпературной выдержки.

Таким образом, при высокотемпературной выдержке с последующим охлаждением с печью или в воде в структуре сплава 0,45С-26Сr-35Ni-2Si-2Nb значительно изменяются количество, размеры и форма включений карбидов хрома и (в меньшей степени) ниобия. Наибольшие изменения происходят с карбидом хрома Cr_mC_n , причем за счет мелких ($s = 1–20$ мкм²) округлых ($r = 0,9–1,0$) и крупных ($s > 60$ мкм²) неправильной формы ($r < 0,4$) частиц. Включения карбида ниобия более стабильны, абсолютная величина и интенсивность их изменений значительно меньше и происходят они в основном за счет мелких ($s = 1–20$ мкм²) округлых ($r = 0,9–1,0$) и компактной формы ($r = 0,6–0,7$) частиц. Установленные количественные изменения состояния карбидных фаз в структуре литого сплава при температуре 1150 °С, а также при медленном охлаждении с печью, по-видимому, определяются потоками диффузии атомов углерода, возникающими в результате превращения $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$, сопровождающегося выделением углерода, а также за счет уменьшения

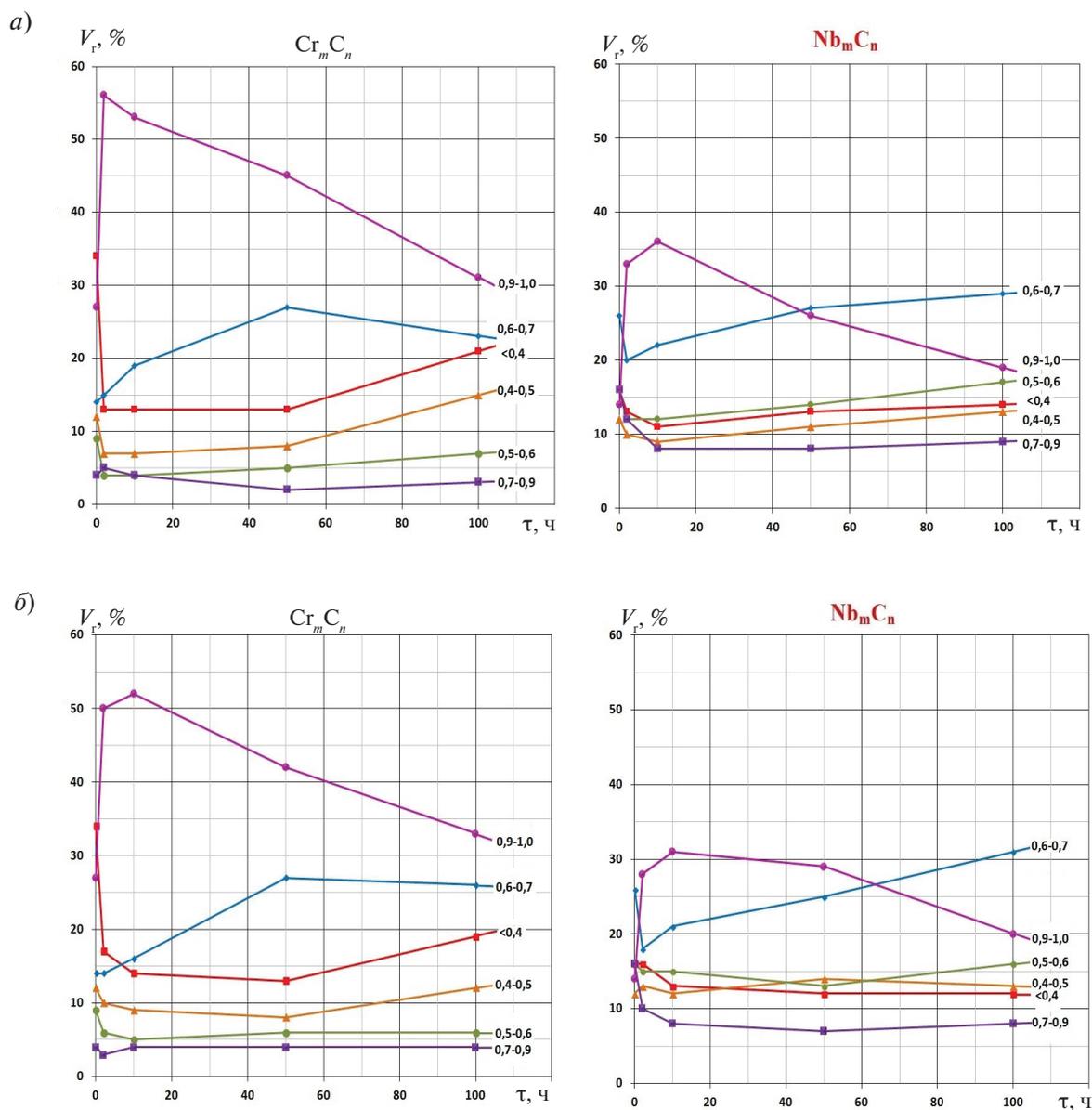


Рис. 4. Изменение относительной доли включений карбидов хрома $Cr_m C_n$ и ниобия $Nb_m C_n$ разной округлости в общем объеме соответствующей фазы в структуре литого сплава 0,45С-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в зависимости от длительности выдержки при 1150 °С и скорости охлаждения с печью (а) или в воде (б). Цифры у кривых – величина округлости r

его растворимости в матричной γ -фазе с $\sim 0,10$ % масс. при 1150 °С до $\sim 0,01$ % масс. при 800 °С [15, 16].

Из экспериментальных результатов следует, что в течение 2–10 ч выдержки при 1150 °С в структуре литого сплава 0,45С-26Cr-35Ni-2Si-2Nb образуется значительное количество мелких округлых вторичных карбидов хрома и (в меньшей степени) ниобия (рис. 5). Дисперсные

вторичные включения выделяются в виде скоплений и располагаются в матрице преимущественно на расстоянии не менее 5 мкм вокруг крупных эвтектических карбидов хрома, повторяя их форму (рис. 6). Процесс происходит с большой скоростью и в основном завершается в течение первых 2 ч выдержки.

В работах [6–9] установлено, что в литых сплавах серии НР (25Cr35Ni) при высокотемпе-

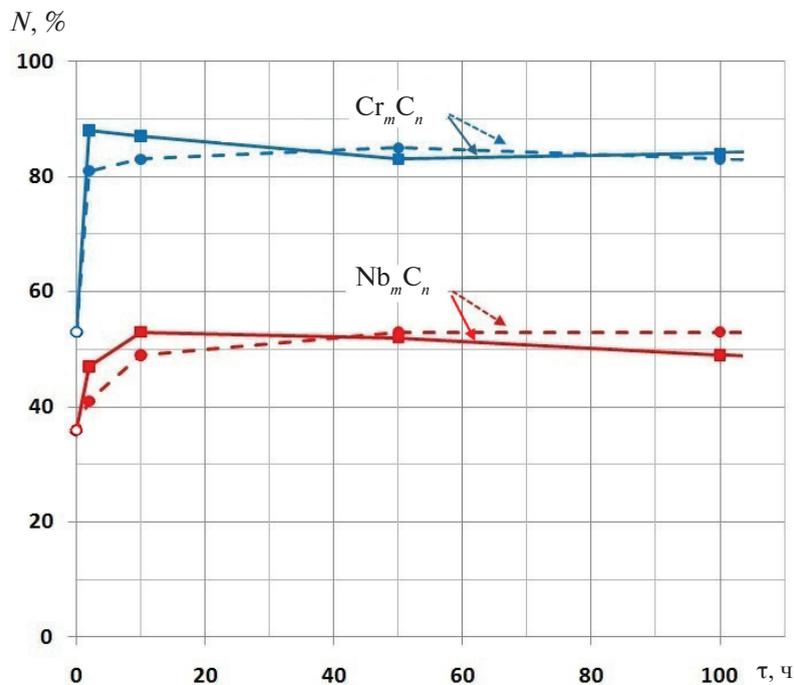


Рис. 5. Изменение относительной доли включений карбидов хрома Cr_mC_n и ниобия Nb_mC_n средним диаметром менее 2 мкм в общем количестве включений соответствующей фазы в структуре литого (о) сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в зависимости от длительности выдержки при 1150 °C и скорости охлаждения с печью (—■—) или в воде (•---•)

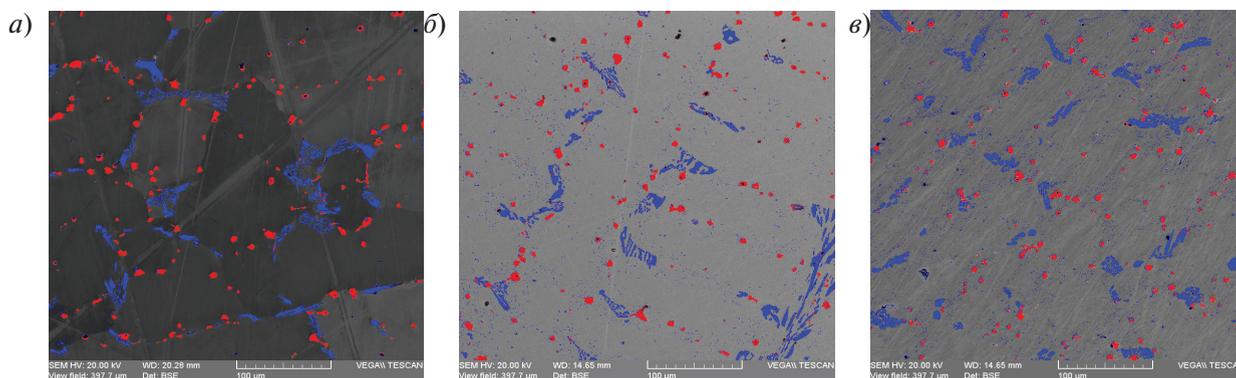


Рис. 6. Структура сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в литом состоянии (а) и после выдержки 2 ч при 1150 °C с охлаждением с печью (б) или в воде (в): Cr_mC_n (синие частицы), Nb_mC_n (красные частицы), γ -фаза (серая матрица). РЭМ

ратурной выдержке и эксплуатации происходит непрерывная трансформация структуры, связанная с изменением типа карбидных фаз, сопровождающимся образованием различных промежуточных интерметаллических соединений

переменного состава. В работах [9–12] показано, что наблюдается переход первичных эвтектических карбидов хрома M_7C_3 в $M_{23}C_6$, образование матричных карбидов $(FeCrNi)_mC_n$ с последующим превращением в $M_{23}C_6$. В соответствии с [15, 16]

на поздних стадиях выдержки при температурах выше 1100 °С на базе карбидов NbC и $M_{23}C_6$ может происходить образование карбидов M_6C , металлическая составляющая которых содержит Fe, Cr, Nb, Si, Mo и другие элементы. Основным результатом трансформации карбидных частиц при высокотемпературной эксплуатации сплава является, по-видимому, увеличение объема карбидной фазы в структуре, поскольку превращения $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$ и $MC \rightarrow M_6C$ сопровождаются уменьшением концентрации углерода в конечных типах карбидов. Так, превращение исходного карбида $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ сопровождается высвобождением углерода (табл. 2): $\Delta C = 9,10 - 5,42 = 3,68$ % масс. Следовательно, содержание углерода в M_7C_3 достаточно для образования $M_{23}C_6$ в объеме большем в $9,10/5,42 = 1,7$ раза, чем объем исходного. Карбид на основе ниобия MC содержит 11,4 % масс. углерода, и в соответствии с результатами РСМА (табл. 3) ему соответствует формула $MC_{0,97}$. При его переходе в карбид на основе ниобия M_6C содержание углерода уменьшится до

~ 2,1 % масс., т.е. в 5,4 раза по сравнению с исходным. Необходимое увеличение концентрации в карбидах металлических элементов (в связи с уменьшением концентрации углерода) обеспечивается их диффузией из матричной γ -фазы.

Полученные результаты исследования изменения структуры литого сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb при высокотемпературной выдержке (1150 °С) согласуются с рассмотренными выше представлениями. Анализ кинетики превращения карбидов при различной последовательности их типов целесообразно проводить на основе баланса содержания углерода. Содержание углерода определяется общим химическим анализом сплава и составляет в исследованном материале $C = 0,48$ % масс. Баланс содержания углерода определяют карбиды на основе хрома, карбиды на основе ниобия и матричная γ -фаза, а также промежуточные карбиды (если их наличие установлено методами количественной микроскопии). В структуре сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в литом состоянии обнаружены

Таблица 2

Средний химический состав эвтектических карбидов хрома (M_7C_3 и $M_{23}C_6$) и γ -фазы в структуре сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в литом состоянии и после высокотемпературной выдержки

Состояние сплава	Фаза	Содержание элементов, % масс.								
		C	Fe	Cr	Ni	Si	Nb	Mo	W	Ti
Литое	M_7C_3	8,96	8,70	78,65	1,90	0,04	—	0,51	1,24	—
	γ -фаза	н.о.	37,67	23,27	35,28	1,95	0,53	0,34	0,95	0,01
1150 °С, 100 ч	$M_{23}C_6$	5,42	12,63	73,16	4,37	—	—	1,16	3,26	—
	γ -фаза	н.о.	37,25	22,53	36,47	2,32	0,31	0,35	0,76	0,01

Примечания:

1. Карбиды M_6C при выбранных в данном исследовании режимах выдержки не обнаружены.
2. н.о. — содержание элемента не определялось.

Таблица 3

Средний химический состав карбидов ниобия NbC в структуре сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в литом состоянии и после высокотемпературной выдержки

Состояние сплава	Содержание элементов, % масс.								
	C	Fe	Cr	Ni	Si	Nb	Mo	W	Ti
Литое	11,06	0,68	1,09	0,66	0,13	85,30	0,10	0,07	0,91
1150 °С, 100 и 500 ч	11,20	0,74	0,94	0,68	0,05	85,40	0,06	0,10	0,83

карбиды на основе хрома M_7C_3 и на основе ниобия MC , а после выдержки более 2 ч при $1150^\circ C$ – карбиды на основе хрома $M_{23}C_6$ и на основе ниобия MC (табл. 2, 3). Уравнение баланса содержания углерода в этом случае имеет следующий вид:

$$C(M_7C_3) \cdot V(M_7C_3) + C(M_{23}C_6) \cdot V(M_{23}C_6) + C(MC) \cdot V(MC) + C(\gamma)(1 - \Sigma V_i) = 0,48,$$

где

$$\Sigma V_i = V(M_7C_3) + V(M_{23}C_6) + V(MC).$$

Тогда

$$C(\gamma) = [0,48 - C(M_7C_3) V(M_7C_3) - C(M_{23}C_6) V(M_{23}C_6) - C(MC) V(MC)] / (1 - \Sigma V_i),$$

где C – концентрация углерода в соответствующей фазе, определяемая рентгеноспектральным микроанализом; V – объем карбидных фаз, определяемый методами количественной электронной микроскопии.

Расчетная схема химического микроанализа с помощью современного исследовательского оборудования основана на балансе общего химического состава карбида ($\Sigma = 100\%$). Содержание углерода в матричной γ -фазе методом РСМА не определяется, поскольку оно ниже чувствительности метода. Дополнительным ограничителем содержания углерода служит стехиометрическая формула карбидов, устанавливаемая в соответствии с кристаллической решеткой методами электронной микроскопии. Объем карбидной фазы в структуре сплава $0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb$ в различных состояниях (табл. 4, рис. 2)

определен экспериментально методом количественного металлографического анализа, одновременно используя экспериментальные данные электронной микроскопии и РСМА.

Выполненный на основе баланса химических компонентов и данных металлографического исследования экспериментально-расчетный анализ позволил оценить содержание $C(\gamma)$ углерода в матрице сплава $0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb$ в литом состоянии и после высокотемпературной выдержки при $1150^\circ C$ различной длительности. Полученные значения концентрации углерода (табл. 4) подтверждают предположенный выше характер процессов, протекающих в сплаве при высокотемпературной эксплуатации, и не противоречат металлургической логике:

1) расчетная концентрация углерода в матричной γ -фазе не превышает предел растворимости при температуре выдержки (максимальная растворимость углерода в γ -фазе сплавов исследованной системы при $1150^\circ C$, очевидно, менее $0,10\%$ масс.);

2) увеличение времени выдержки снижает содержание углерода в γ -фазе за счет дополнительного выделения карбидов;

3) уменьшение скорости охлаждения от температуры выдержки снижает содержание углерода в γ -фазе.

Таким образом, в структуре сплава $0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb$ при высокотемпературной выдержке происходит трансформация карбидов хрома с образованием «свободного»

Таблица 4

Экспериментальные значения объемной доли карбидов хрома Cr_mC_n и ниобия NbC и расчетное содержание углерода в γ -фазе в сплаве $0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb$ в литом состоянии и после высокотемпературной выдержки при $1150^\circ C$ с последующим охлаждением с печью или в воде

Состояние сплава	Количество карбидной фазы в структуре сплава, % об.		Расчетное содержание углерода в γ -фазе, % масс
	Cr_mC_n	NbC	
Литое	3,2	1,4	0,031
1150°C, 100 ч, печь	5,3	1,5	0,027
1150°C, 500 ч, печь	5,8	1,4	0,010
1150°C, 100 ч, вода	4,3	1,5	0,084
1150°C, 500 ч, вода	5,4	1,4	0,033

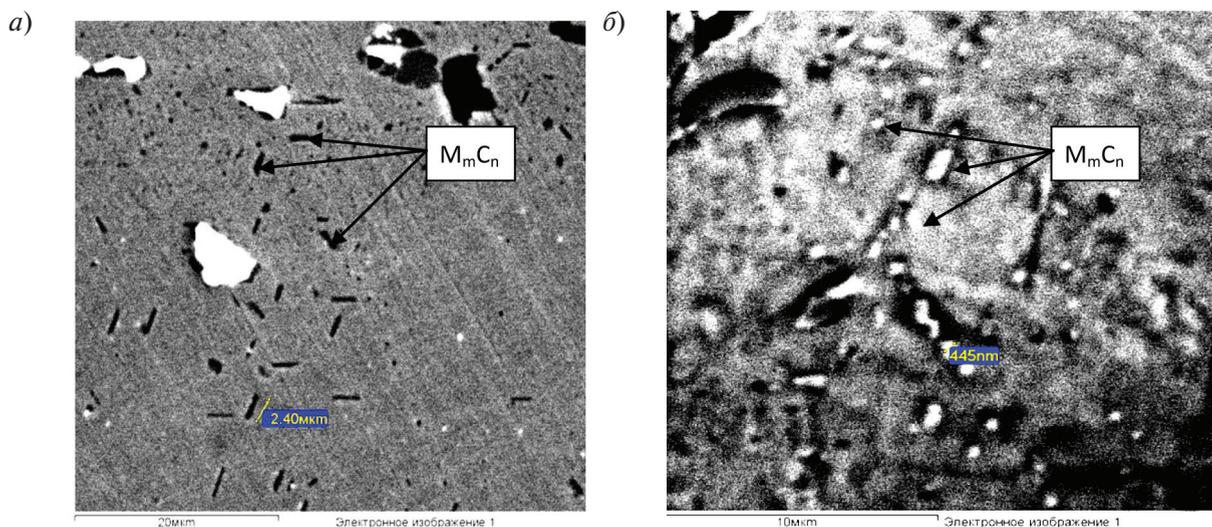


Рис. 7. Структура в обратно отраженных электронах и размер вторичных карбидов сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb после выдержки при 1150°С, 2 ч с последующим охлаждением с печью (а) или в воде (б). РЭМ

углерода. При этом концентрация углерода в матричной γ -фазе изменяется, причем неодинаково, что отражает сложный характер протекающих процессов (табл. 4). В начальный период высокотемпературной выдержки атомы углерода, освобождающиеся при изменении модификации карбидов $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$, диффундируют в матричный твердый раствор, за счет чего концентрация углерода в нем увеличивается, что может быть зафиксировано закалкой в воде. При медленном охлаждении (с печью) содержание углерода в матричной γ -фазе снижается в результате образования вторичных дисперсных карбидов M_mC_n . С увеличением длительности выдержки «дополнительный» углерод, растворенный в матричной γ -фазе, взаимодействует с основными химическими элементами основы сплава и также образует карбид M_mC_n . В результате этого в структуре сплава выделяется большое количество вторичных дисперсных карбидных включений. Характерно, что размер выделяющихся вторичных карбидов при охлаждении с печью значительно больше, чем при охлаждении в воде (рис. 7). При обеих скоростях охлаждения вторичные карбиды образуются на удалении примерно 5 мкм и более от крупных эвтектических включений карбида хрома, образуя вокруг них скопления из мелких включений. За счет образования вторичных

карбидов в структуре сплава концентрация углерода в матричной γ -фазе уменьшается, причем тем больше, чем медленнее скорость охлаждения после высокотемпературной выдержки (табл. 4). При дальнейшем увеличении длительности выдержки интенсивность образования новых мелких карбидов снижается и наблюдается укрупнение присутствующих в структуре сплава включений.

Полученные результаты хорошо согласуются с известными представлениями о протекании ряда последовательных превращений в карбиде хрома в Fe-Cr-Ni-сплавах H-серий и высокой стабильности карбида ниобия [7–12, 15]. Однако, несмотря на значительные изменения количества и морфологии включений карбида хрома при длительной выдержке при температурах эксплуатации, общий характер структуры сплава сохраняется. Сплав содержит матричную γ -фазу, которая стабилизирована эвтектикой по границам дендритных ячеек и, по-видимому, упрочнена мелкодисперсными матричными карбидами, причем количество карбидной фазы в структуре в процессе высокотемпературной выдержки увеличивается. Это свидетельствует об «адаптации» гетерогенно структурированной системы к внешним нагрузкам и способствует сохранению ресурса жаропрочного сплава 0,45C-26Cr-35Ni-2Si-2Nb в условиях длительной высокотемпературной эксплуатации.

Выводы

Методом количественной металлографии, основанным на совместном использовании экспериментальных данных рентгеноспектрально-микроанализа и электронной микроскопии, получены зависимости изменения объемного содержания и морфологических параметров карбидных фаз в сплаве HP40Nb (0,45С-26Сг-33Ni-2Si-2Nb) в процессе выдержки длительностью 2–500 ч при температуре 1150 °С. При высокотемпературной выдержке в структуре литого сплава значительно увеличивается количество карбидов хрома (с 3,2 до 5,8 % об.); карбидов ниобия практически не изменяется (1,4–1,5 % об.). Наибольшие количественные и морфологические изменения карбидной фазы происходят в течение первых 2–10 ч выдержки литого сплава. При более длительной выдержке (до 500 ч) процессы изменения карбидов хрома замедляются, а карбиды ниобия остаются стабильными.

Увеличение содержания карбидной фазы в структуре жаропрочного сплава HP40Nb при

температурах эксплуатации связано с последовательной трансформацией эвтектического карбида хрома в направлении $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$. Освобождающийся (в соответствии с балансом химических компонентов) в результате такой трансформации карбида хрома углерод образует в матричном твердом растворе вторичные дисперсные компактной формы карбидные включения. Этот процесс интенсивно протекает в сплаве с начала нагрева до примерно 10 ч выдержки, а далее замедляется, сменяясь укрупнением дисперсных включений и частичным растворением карбидных фаз с образованием промежуточных фаз различного состава. Одновременно в процессе длительной высокотемпературной выдержки происходит достижение некоторого баланса (различного для карбида хрома и карбида ниобия) в соотношении суммарных объемных долей частиц различных размеров (крупные, средние и мелкие) в структуре сплава. При этом вариация размеров включений карбида хрома значительно больше, чем карбида ниобия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. De Almeida L.H., Ribeiro A.F., May I.L. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // *Materials Characterization*. 2003. Vol. 49. № 3. P. 219–229.
2. Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B. Materials for Reformer Furnace Tubes. History of Evolution // *Archives Of Foundry Engineering*. 2011. Vol. 11. Special Issue 2. P. 47–52.
3. Bonaccorsi L., Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A. Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2014. Vol. 36. P. 65–74.
4. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 4 (694). С. 42–47.
5. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 1: Литое состояние // *Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия «Наука и образование»*. 2012. №142. С. 155–163.
6. Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W., Cervenska J., May D. Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // *Scripta materialia*. 2003. Vol. 49. № 2. P. 117–122.
7. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 3–8.
8. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 3 (705). С. 12–19.
9. Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Влияние фактора числа электронных вакансий на кинетику образования, роста и растворения фаз при длительных высокотемпературных выдержках жаропрочного сплава 0,45С-26Сг-33Ni-2Si-2Nb // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. № 1. С. 3–13.
10. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н. Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С – 26Сг – 33Ni – 2Si – 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 10 (700). С. 7–14.
11. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности струк-

турных изменений в жаропрочном сплаве 45X26N33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 2: Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия «Наука и образование». 2012. № 147-1. С. 217–228.

12. Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45X26N33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 3: Механизм и кинетика фазовых превращений // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия «Наука и образование». 2012. № 154-2. С. 143–150.

13. Кондратьев С.Ю., Пташник А.В., Анастасиади Г.П., Петров С.Н. Количественная оценка содержания фаз в жаропрочных сплавах X25H35 // Науч-

но-технические ведомости СПбГПУ. 2014. № 2 (195). С. 121–127.

14. Пташник А.В. Метод количественного анализа структуры сплавов с дисперсными включениями с использованием электронной микроскопии. [Method of the quantitative analysis of structure of alloys with disperse inclusions with use of electronic microscopy] // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2015. № 2 (219). С. 126–140.

15. Sourmail T. Precipitates in creep resistant austenitic stainless steels // Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17. № 1. – P. 1–14.

16. Mostafaei M., Shamanian M., Purmohamad H., Amini M., Saatchi A. Microstructural degradation of two cast heat resistant reformer tubes after long term service exposure // Engineering Failure Analysis. 2011. Vol. 18. № 1. P. 164–171.

REFERENCES

1. De Almeida L.H., Ribeiro A.F., May I.L. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. *Materials Characterization*. 2003. Vol. 49. № 3. P. 219–229.

2. Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B. Materials for Reformer Furnace Tubes. History of Evolution. *Archives Of Foundry Engineering*. 2011. Vol. 11. Special Issue 2. P. 47–52.

3. Bonaccorsi L., Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A. Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces. *Engineering Failure Analysis*. 2014. Vol. 36. P. 65–74.

4. Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N. Osobennosti struktury i dlitel'naya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2. [Features of structure and long durability of a cast heat resisting alloy 45Kh26N33S2B2]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 42–47. (rus.)

5. Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N. Osobennosti strukturykh izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 1: Litoye sostoyaniye [Features of structural changes in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at operation temperatures. Message 1: Cast state]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU. Seriya «Nauka i obrazovaniye»*. 2012. № 142. S. 155–163. (rus.)

6. Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W., Cervenká J., May D. Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing. *Scripta materialia*. 2003. Vol. 49. № 2. P. 117–122.

7. Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D. Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh

vyderzhkakh. Chast 1. [The mechanism and kinetics of phase transformations in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at long high-temperature excerpts. Part 1]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 1 (703). S. 3–8. (rus.)

8. Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D. Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 2. [The mechanism and kinetics of phase transformations in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at long high-temperature excerpts. Part 2]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 3 (705). S. 12–19. (rus.)

9. Rudskoy A.I., Anastasiadi G.P., Kondratyev S.Yu., Oryshchenko A.S., Fuks M.D. Vliyaniye faktora chisla elektronnykh vakansiy na kinetiku obrazovaniya, rosta i rastvoreniya faz pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh zharoprochnogo splava 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb. [Influence of a factor of number of electronic vacancies on kinetics of education, growth and dissolution of phases at long high-temperature excerpts of a heat resisting alloy 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb]. *Fizika metallov i metallovedeniye*. 2014. T. 115. № 1. S. 3–13. (rus.)

10. Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D., Petrov S.N. Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke. [Transformation of structure of a heat resisting alloy 0,45C – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb at long high-temperature endurance]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14. (rus.)

11. Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N. Osobennosti strukturykh izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 2: Vliyaniye

vysokotemperaturnoy vyderzhki [Features of structural changes in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at operation temperatures. Message 2: Influence of high-temperature endurance]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU. Seriya «Nauka i obrazovaniye»*. 2012. №147-1. S. 217–228.

12. **Rudskoy A.I., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Fuks M.D.** Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 3: Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy [Features of structural changes in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at operation temperatures. Message 3: Mechanism and kinetics of phase transformations]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU. Seriya «Nauka i obrazovaniye»*. 2012. №154-2. S. 143–150.

13. **Kondratyev S.Yu., Ptashnik A.V., Anastasiadi G.P., Petrov S.N.** Kolichestvennaya otsenka

soderzhaniya faz v zharoprochnykh splavakh Kh25N35. [Quantitative assessment of the maintenance of phases in heat resisting alloys of X25H35]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2014. № 2 (195). S. 121–127. (rus.)

14. **Ptashnik A.V.** Metod kolichestvennogo analiza struktury splavov s dispersnymi vklyucheniymi s ispolzovaniem elektronnoy mikroskopii. [Method of the quantitative analysis of structure of alloys with disperse inclusions with use of electronic microscopy]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2015. № 2 (219). S. 126–140. (rus.)

15. **Sourmail T.** Precipitates in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*. 2001. Vol. 17. № 1. P. 1–14.

16. **Mostafaei M., Shamanian M., Purmohamad H., Amini M., Saatchi A.** Microstructural degradation of two cast heat resistant reformer tubes after long term service exposure. *Engineering Failure Analysis*. 2011. Vol. 18. № 1. P. 164–171.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ПТАШНИК Алина Валдимовна – инженер сектора электронной микроскопии ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия.
E-mail: ptashnik.avp1993@yandex.ru

PTASHNIK Alina V. – FSUE Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”. 191015, Shpalernaya Str. 49, St. Petersburg, Russia;
e-mail: alina_pv@mail.ru

КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич – доктор технических наук профессор кафедры технологии и исследований материалов Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, ул. Политехническая, 29, Санкт-Петербург, Россия

KONDRAT'YEV Sergei Yu. – St. Petersburg State Polytechnical University; 195251, Politekhnikeskaya Str. 29, St. Petersburg, Russia;
e-mail: petroprom2013@yandex.ru

АНАСТАСИАДИ Григорий Панеодович – доктор технических наук профессор кафедры технологии и исследований материалов Санкт-Петербургского политехнического университета. 195251, ул. Политехническая, 29, Санкт-Петербург, Россия

ANASTASIADI Grigoriy P. – St. Petersburg State Polytechnical University; 195251, Politekhnikeskaya Str. 29, St. Petersburg, Russia;
e-mail: anastas45@yandex.ru

ПЕТРОВ Сергей Николаевич – кандидат химических наук начальник сектора электронной микроскопии ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия

PETROV Sergei N. – FSUE Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”; 191015, Shpalernaya Str. 49, St. Petersburg, Russia;
e-mail: crism325@gmail.com

DOI 10.5862/JEST/6

УДК 621.774 352

А.А. Богатов, Д.А. Павлов, Е.А. Павлова

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА РАСКАТКИ ТРУБ НА КОРОТКОЙ ОПРАВКЕ

A.A. Bogatov, D.A. Pavlov, E.A. Pavlova

TECHNOLOGICAL FEATURES OF THE METHOD OF ROLLING OF HOT-ROLLED TUBE ON A STUB MANDREL

Предложен новый способ раскатки горячекатаных труб на автоматическом стане «тандем», который состоит из двух станов продольной прокатки труб на короткой оправке (СПП-1 и СПП-2). Способ позволяет придать гильзе овальную форму непосредственно перед валками стана продольной прокатки труб. Придание гильзе овальной формы обеспечивает равномерное заполнение калибра и уменьшение разностенности труб. Овальзация гильзы позволит увеличить коэффициент вытяжки на СПП-1 с 1,5 до 2,0 и снизить коэффициент вытяжки на прошивном стане, тем самым уменьшить риск образования плен на наружной поверхности труб. Проведено исследование влияния коэффициента кинематического натяжения на формоизменение трубы в выпусках калибра при продольной прокатке с предварительной овалризацией гильзы. Установлено, что кинематическое натяжение в процессе прокатки на короткой оправке предварительно овалризованной гильзы позволяет уменьшить интенсивность утолщения стенки гильзы-трубы в выпусках калибра при прокатке в СПП-1, что уменьшает вероятность образования продольных рисок на внутренней поверхности труб.

РАСКАТКА ТРУБ; КОРОТКАЯ ОПРАВКА; АВТОМАТИЧЕСКИЙ СТАН «ТАНДЕМ»; КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ; КОЭФФИЦИЕНТ ОВАЛИЗАЦИИ.

A new method of rolling of hot-rolled tube on automatic mill "tandem" consisting of two lengthwise rolling mills (a lengthwise rolling mill №1 and №2) is proposed. Method allows to achieve the rough tube preovalisation before rollers of a lengthwise rolling mill. The rough tube preovalisation provides uniform groove filling and a decrease of nonuniform pipe wall thickness. The rough tube preovalisation will allow to increase elongation ratio from 1,5 to 2,0 on the lengthwise rolling mill №1 and to decrease the elongation ratio on the piercing mill. That will allow to decrease the risk of a rolling skin formation on external tube surface. The way to reduce the probability of the formation of a "guide mark" defect due to the kinematic tension during rolling on a stub mandrel with rough tube preovalisation is investigated. The influence of the kinematic tension on the forming tube in the groove taper at a lengthwise rolling with rough tube preovalisation is investigated.

A TUBE ROLLING-OFF; A STUB MANDREL; AN AUTOMATIC MILL "TANDEM"; A FINITE-ELEMENT SIMULATION; A COEFFICIENT OF ROUGH TUBE OVALISATION.

Введение

К достоинствам трубопрокатных агрегатов (ТПА) с автоматическим раскатным станом относятся: высокая маневренность, позволяющая за короткий промежуток времени осуществить переход с одного типоразмера труб на другой;

относительно высокая производительность (150–250 тыс. тонн труб в год) [1–5]; возможность производства многотоннажных партий широкого сортамента из углеродистых, легированных и высоколегированных марок стали. Слабыми сторонами ТПА с автоматическим раскатным станом являются низкий коэффициент

вытяжки при раскатке труб, высокое время вспомогательных операций, а также разностенность черновых труб. Установка непрерывного стана взамен автоматического позволила бы устранить перечисленные недостатки, однако реконструкция ТПА всегда связана с существенными материальными затратами. Кроме того, новое оборудование не всегда удается разместить на месте старого при существующей планировке цеха. В этой связи целесообразно совершенствование существующей технологии раскатки.

На трубопрокатном агрегате ТПА-140 ОАО «СинТЗ» с автоматическим раскатным станом «тандем», который состоит из двух станов продольной прокатки (СПП-1 и СПП-2), удалось сократить время вспомогательных операций благодаря последовательному расположению клетей. Однако коэффициенты вытяжки при раскатке остались сравнительно невысокими. На СПП-1 коэффициент вытяжки $\lambda = 1,16-1,5$, а на СПП-2 – $\lambda = 1,07-1,15$. Черновые трубы имеют поперечную разностенность, которая частично устраняется при прокате на трехвалковом обкатном стане.

Целью исследования было совершенствование технологии раскатки труб на короткой

оправке, при которой прокатка ведется при повышенных коэффициентах вытяжки, а также обеспечивается снижение разностенности черновых труб. Повышение коэффициента вытяжки при прокатке на короткой оправке позволит производить на ТПА-140 тонкостенные трубы с отношением $D/S > 33$, а также понизить коэффициент вытяжки при прошивке. Снижение коэффициента вытяжки при прошивке обеспечит увеличение точности гильз и уменьшение объема брака по пленам.

Результаты экспериментов

В ходе промышленных исследований было установлено, что увеличение коэффициента вытяжки на автоматическом стане «тандем» приводит к увеличению объема брака по различным дефектам, в том числе по дефекту «риска». Наиболее вероятной причиной образования риска на внутренней поверхности труб является встречное течение металла в области выпусков калибров и образования лампасов при прокатке труб в СПП-2 [1]. Причем, чем больше толщина стенки в выпуске калибра, тем вероятнее образование зажимов на внутренней поверхности черновой

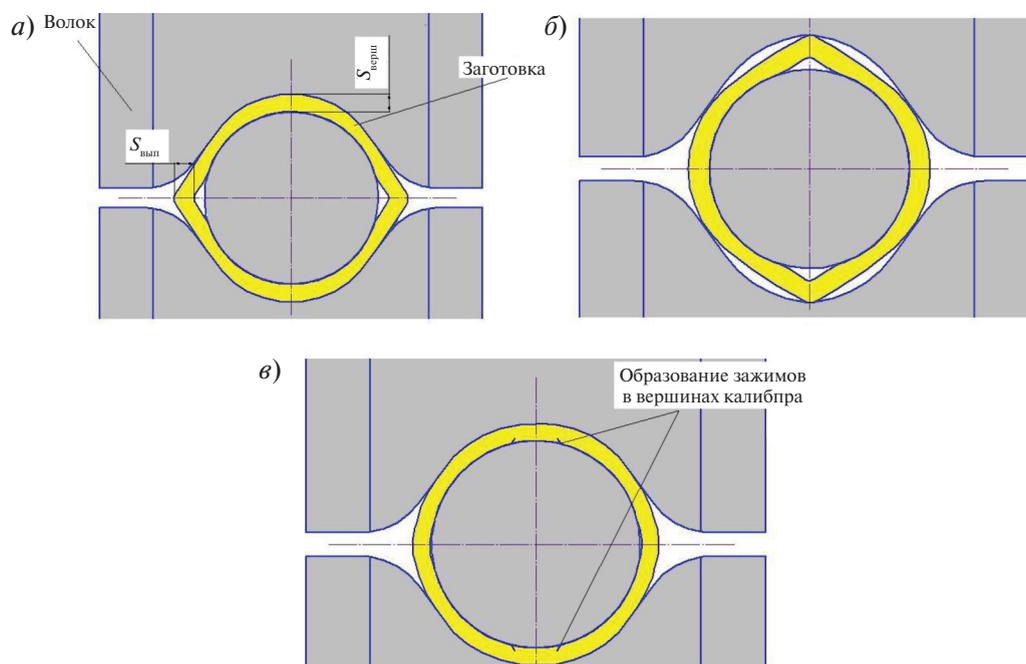


Рис. 1. Схема образования дефекта «риска» на внутренней поверхности труб: а) формирование лампасов в выпусках калибра при прокатке в СПП-1; б) захват в вершинах калибра СПП-2 после кантовки трубы; в) формирование зажимов при заполнении металлом калибра

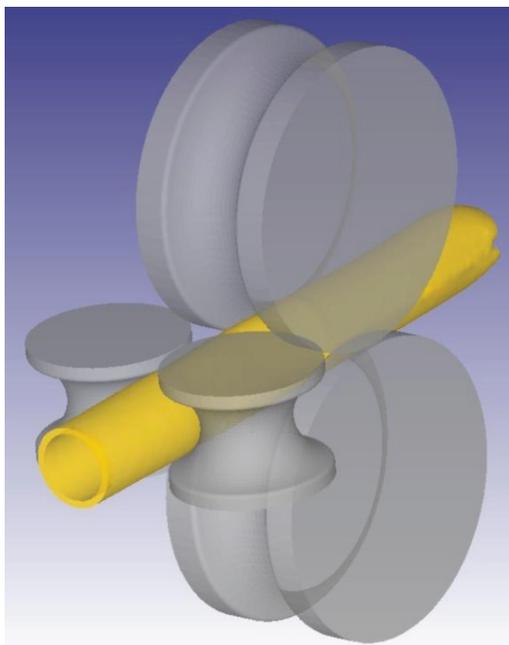


Рис. 2. 3D-модель СПП-1 с эджерными валками

трубы. Толщину стенки в выпуске калибра характеризует безразмерный параметр $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ ($S_{\text{вып}}$ и $S_{\text{верш}}$ – толщина стенки черновой трубы соответственно в выпуске и вершине калибра). На рис. 1 представлены поперечные разрезы очага деформации при раскатке на СПП-1 (а) и СПП-2 (б, в).

В ходе компьютерного моделирования в программе Deform [6] было установлено, что уменьшить размеры лампасов можно путем установки перед клетью СПП-1 эджерных валков, прида-

ющих овальность гильзе перед раскаткой в этой клетке (рис. 2).

При подаче круглой гильзы в СПП-1 захват начинается в зоне выпусков (рис. 3). В результате сплющивания и небольшого редуцирования заполняется весь калибр, металл интенсивно течет в выпуски калибра, при этом происходит увеличение толщины стенки в выпуске калибра

При подаче овальной гильзы в шестигранный калибр захват начинается в вершине калибра, после чего происходит полное заполнение калибра (рис. 4). При этом металл менее интенсивно течет в выпуски калибра. Таким образом, размеры лампасов, образующихся при прокатке овальной гильзы, уменьшатся по сравнению с размерами лампасов, образующихся при прокатке круглой гильзы, и, следовательно, снизится вероятность образования риски.

Компьютерное моделирование показало, что при коэффициенте овализации гильзы $\xi = 1,25$ [8, 9] (см. рис. 4) безразмерный параметр $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ снижается на 31 %, т. е. применение эджерных валков позволяет уменьшить размеры лампасов.

На основании опытных данных процесса раскатки гильзы на стане продольной прокатки труб СПП-1 без эджерных валков отношение $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ не должно превышать критического значения $(S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}})_{\text{кр}} = 1,80$ [10]. При превышении критического значения параметра наблюдается образование дефекта «риска». На рис. 5 представлен график, характеризующий зависимость параметра $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ от коэффициента

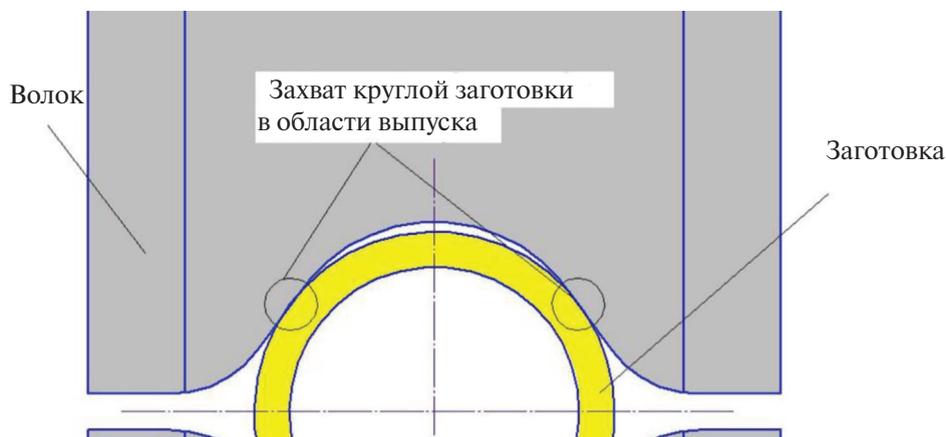


Рис. 3. Захват круглой гильзы при прокатке в СПП-1

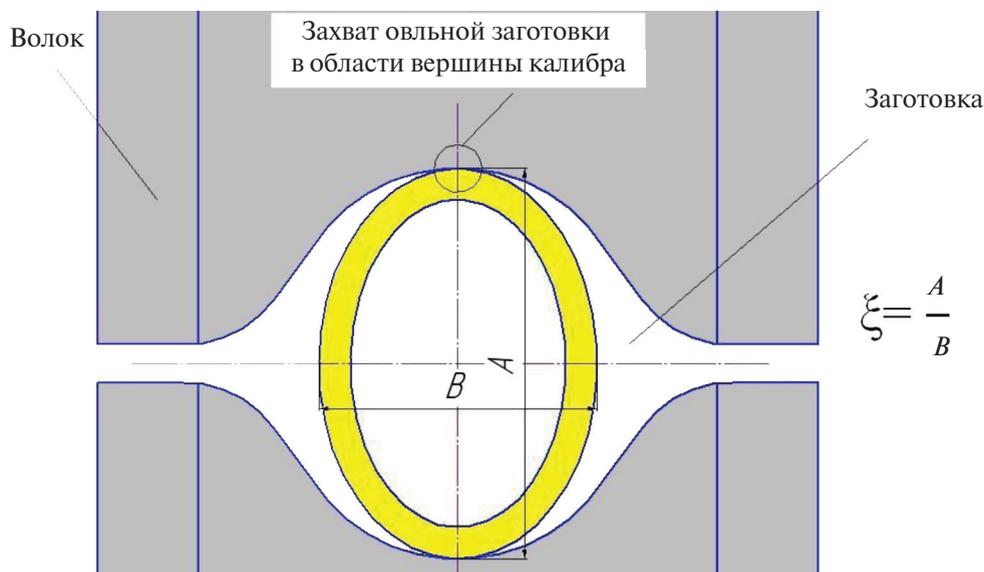
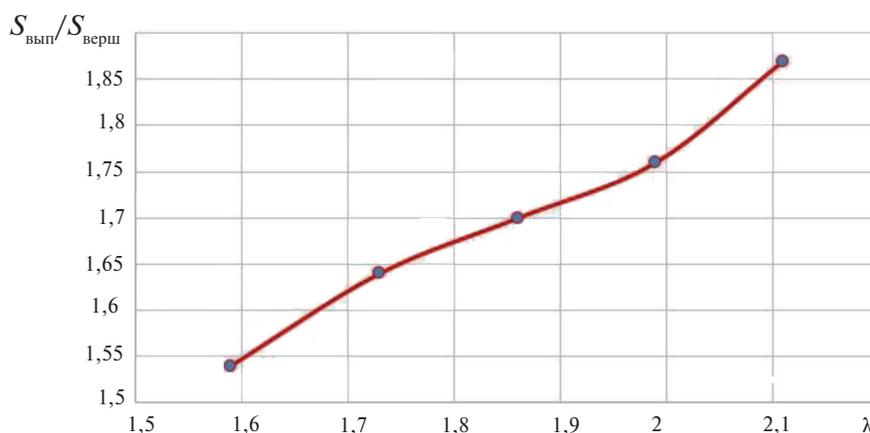


Рис. 4. Захват овальной гильзы при прокатке в СПП-1

Рис. 5. Зависимость параметра $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ от коэффициента вытяжки при прокатке в СПП-1 с эджерными валками

вытяжки при прокатке в СПП-1 с эджерными валками.

На рис. 5 видно, что с увеличением коэффициента вытяжки происходит увеличение толщины стенки в выпуске калибра. При коэффициенте вытяжки $\lambda = 2,00$ параметр $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}} = 1,77$ и не превышает критического значения. Таким образом, при установке эджерных валков перед клетью СПП-1 коэффициент вытяжки может быть увеличен с 1,50 до 2,00.

Для исследования возможности дальнейшего повышения коэффициента вытяжки было

произведено моделирование раскатки труб с использованием кинематического натяжения. Натяжение создавалось с помощью второй пары эджерных валков, установленных за рабочей клетью СПП-1. На рис. 6 представлена твердотельная модель стана с двумя парами эджерных валков.

Исследование формоизменения черновой трубы после прокатки в СПП-1 показало, что кинематическое натяжение позволяет существенно снизить интенсивность утолщения стенки в выпусках калибра. В таблице представлены

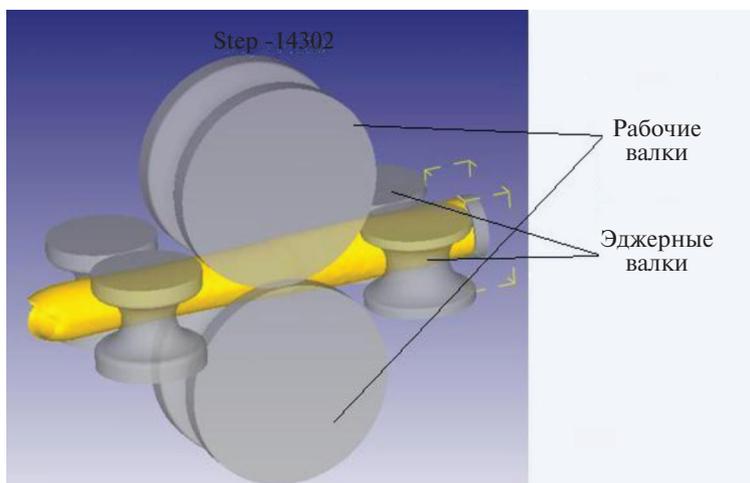


Рис. 6. Твёрдотельная модель СПП-1 с двумя парами эджерных валков

Результаты измерения параметра $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ в зависимости от коэффициента кинематического натяжения ω

Номер вычислительного эксперимента	Коэффициент кинематического натяжения ω	$S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$
1	1,02	1,49
2	1,04	1,47
3	1,06	1,46
4	1,08	1,44
5	1,1	1,42

результаты измерения параметра в зависимости от коэффициента кинематического натяжения ω .

Из таблицы видно, что с увеличением коэффициента кинематического натяжения параметр $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}$ уменьшается. Наименьшее значение параметра $S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}=1,42$ получено при $\omega = 1,1$. Такая величина кинематического натяжения на СПП-1 позволяет увеличить коэффициент вытяжки до $\lambda = 2,40$. При этом превышения критического значения параметра $(S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}})_{\text{кр}}$ не происходит ($S_{\text{вып}}/S_{\text{верш}}=1,73$ при $\lambda = 2,40$).

Заключение

В ходе исследования установлено, что придание гильзе с помощью эджерных валков овальной формы перед прокаткой в СПП-1 позволя-

ет уменьшить разностенность черновой трубы. Кроме того, при максимально возможном коэффициенте кинематическом натяжении на СПП-1, равном $\omega = 1,1$, удастся существенно уменьшить утолщение стенок трубы в выпусках калибра и тем самым снизить вероятность образования дефекта «риска» при повышенных коэффициентах вытяжки. Компьютерное моделирование процесса прокатки труб в СПП-1 позволило установить, что коэффициент вытяжки может быть увеличен с 1,5 до 2,4. Повышение коэффициента вытяжки при раскатке позволит производить на ТПА-140 тонкостенные труб с отношением $D/S > 33$, а также повысить точность размеров гильз благодаря снижению коэффициента вытяжки при прошивке.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Харитонов В.В., Богатов А.А., Вахрушев В.Ю. Оборудование для прокатки, прессования и волочения труб. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2008. 233 с.
2. Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М. Теория трубного производства / М.: Metallurgiya, 1991. 424 с.
3. Данченко В.Н., Коликов А.П., Романцев Б.А. Технология трубного производства. М.: Интерметинжиниринг, 2002. 640 с.
4. Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М. Теория трубного производства. М.: Metallurgiya, 1991. 424 с.
5. Данилов А.Ф., Глейберг А.З., Балакин В.Г. Горячая прокатка и прессование труб. М.: Metallurgiya, 1972. 576 с.
6. Карамышев А.П., Некрасов И.И., Пугин А.И. [и др.]. Практическое руководство к программному комплексу Deform-3D / УрФУ, 2010. 266 с.
7. Богатов А.А., Павлов Д.А., Липнягов С.В., Суворов В.Н. Моделирование образования дефекта «риска» на внутренней поверхности труб при продольной прокатке // Производство проката. 2012. №8. С. 37–39.
8. Богатов А.А., Павлов Д.А., Дресвянкина Е.А. Разработка математической модели нового процесса продольной прокатки труб // Сборник трудов «ОМД 2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии». Екатеринбург: Изд-во УрФУ, 2014. С. 102–106.
9. Богатов А.А., Павлова Е.А., Павлов Д.А. Finite-element simulation of the process of lengthwise pipe rolling on a stub mandrel // 3-я Международная конференция COMAT 2014 сб. науч. трудов, Пльзень (Чехия), 2014.
10. Bogatov A.A., Pavlov D.A., Lipnyagov S.V., Suvorov V.N., Pavlova E.A. Rolling Hot Deformed Pipe on a Stub Mandrel // Steel in Translation. 2014. Vol. 44, No 12. P. 912–915.

REFERENCES

1. Kharitonov V.V., Bogatov A.A., Vakhrushev V.Yu. Oborudovaniye dlya prokatki, pressovaniya i volocheniya trub [Equipment for rolling, pressing and drawing of pipes]. Ekaterinburg: Izd-vo UGTU-UPI, 2008. 233 s. (rus.)
2. Potapov I.N., Kolikov A.P., Druyan V.M. Teoriya trubnogo proizvodstva [Theory of pipe production]. M.: Metallurgiya, 1991. 424 s. (rus.)
3. V.N. Danchenko, A.P. Kolikov, B.A. Romantsev. Tekhnologiya trubnogo proizvodstva [Technology of pipe production]. M.: Intermetinzhiniring, 2002. 640 s. (rus.)
4. Potapov I.N., Kolikov A.P., Druyan V.M. Teoriya trubnogo proizvodstva [Theory of pipe production]. M.: Metallurgiya, 1991. 424 s. (rus.)
5. Danilov A.F., Gleyberg A.Z., Balakin V.G. Goryachaya prokatka i pressovaniye trub [Hot rolling and pressing of pipes]. M.: Metallurgiya, 1972. 576 s. (rus.)
6. Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Pugin A.I. [i dr.]. Prakticheskoye rukovodstvo k programmnomu kompleksu Deform-3D [Practical guidance to the program Deform-3D complex] / UrFU, 2010. 266 s. (rus.)
7. Bogatov A.A., Pavlov D.A., Lipnyagov S.V., Suvorov V.N. Modelirovaniye obrazovaniya defekta «riska» na vnutrenney poverkhnosti trub pri prodolnoy prokatke [Modeling of formation of defect of “risk” on an internal surface of pipes at longitudinal rolling]. *Proizvodstvo prokata*. №8. 2012. S. 37–39. (rus.)
8. Bogatov A. A., Pavlov D. A., Dresvyankina Ye. A. Razrabotka matematicheskoy modeli novogo protsessa prodolnoy prokatki trub [Development of mathematical model of new process of longitudinal rolling of pipes]. *Sbornik trudov «OMD 2014. Fundamentalnyye problemy. Innovatsionnyye materialy i tekhnologii»* Ekaterinburg: Izd-vo UrFU, 2014. S. 102–106. (rus.)
9. Bogatov A.A., Pavlova Ye.A., Pavlov D.A. Finite-element simulation of the process of lengthwise pipe rolling on a stub mandrel. *3-ya Mezhdunarodnaya konferentsiya COMAT 2014 sb. nauch. trudov. g. Plzen (Chekhiya)*, 2014 g. (rus.)
10. Bogatov A.A., Pavlov D.A., Lipnyagov S.V., Suvorov V.N., Pavlova E.A. Rolling Hot Deformed Pipe on a Stub Mandrel. *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44, No 12. P. 912–915.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

БОГАТОВ Александр Александрович – доктор технических наук заведующий кафедрой Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н.Ельцина. 620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира д. 19. E-mail: omd@urfu.ru

BOGATOV Aleksandr A. – Ural Federal University named after first president of Russia B.N. Yeltsin. 620002, Mira Str. 19, Ekaterinburg, Russia. E-mail: omd@urfu.ru

ПАВЛОВ Дмитрий Андреевич – кандидат технических наук доцент кафедры обработки металлов давлением Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н.Ельцина. 620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира д. 19. E-mail: d.a.pavlov@urfu.ru

PAVLOV Dmitriy A. – Ural Federal University named after first president of Russia B.N. Yeltsin. 620002, Mira Str. 19, Ekaterinburg, Russia. E-mail: d.a.pavlov@urfu.ru

ПАВЛОВА Елена Александровна – магистрант Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н.Ельцина. 620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира д. 19. E-mail: lenka.nee@mail.ru

PAVLOVA Elena A. – Ural Federal University named after first president of Russia B.N. Yeltsin. 620002, Mira Str. 19, Ekaterinburg, Russia. E-mail: lenka.nee@mail.ru

DOI 10.5862/JEST/7

УДК 669.1.017:621.78:620.18

В.И. Горынин, М.И. Оленин

КОАГУЛЯЦИЯ КАРБИДНЫХ ФАЗ В СТРУКТУРЕ СТАЛИ 09Г2СА-А ПРИ ОТПУСКЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ

V.I. Gorynin, M.I. Olenin

COAGULATION OF CARBIDE PHASES IN THE STEEL STRUCTURE 09G2SA-A LEAVE IN WELDS TO ENHANCE COLD RESISTANCE

Исследованы структурные изменения карбидной фазы в сварных соединениях из стали 09Г2СА-А при различных режимах термической обработки. Показано, что коагуляция карбидной фазы в структуре стали позволяет получить высокие значения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений при температуре минус 40°С. На основании полученных результатов экспериментов и их анализа оптимизирован режим послесварочного отпуска контейнеров для отработавшего ядерного топлива. Сравнительные испытания ударных образцов, обработанных по штатной и новой технологиям, показали, что новая технология позволяет в 2–3 раза повысить значения ударной вязкости сварных соединений из стали 09Г2СА-А.

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ; МИКРОСТРУКТУРА; ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА; ХЛАДОСТОЙКОСТЬ; КАРБИДНЫЕ ФАЗЫ.

Structural changes of a carbide phase in welded connections from steel 09G2SA-A at various modes of heat treatment are investigated. It is shown that coagulation of a carbide phase in structure of steel allows to receive high values of resistance to fragile destruction of welded connections at a temperature minus 40 °C. On the basis of the received results of experiments and their analysis the mode of postwelding tempering of containers for spent nuclear fuel is optimized. Comparative tests of the samples processed on regular and new technologies showed that the new technology allows to increase by 2-3 times values of impact strength of welded connections from steel 09G2SA-A.

STRUCTURAL STEELS; MICROSTRUCTURE; HEAT TREATMENT; COLD RESISTANCE; CARBIDE PHASES.

Введение

Феррито-перлитная сталь 09Г2СА-А широко применяется для изготовления контейнеров, используемых для перевозки и хранения отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) [1]. Поскольку контейнеры ОЯТ могут эксплуатироваться при отрицательных температурах, важным техническим требованием, предъявляемым к основному металлу и металлу сварных соединений, является обеспечение высокого сопротивления хрупкому разрушению при температуре до –50 °С.

Необходимая хладостойкость основного металла контейнеров – стали марки 09Г2СА-А – достигается благодаря специальной технологии выплавки и изготовления полуфабрикатов (поковки толщиной до 350 мм и листовой прокат толщиной 10–80 мм). Технология включает глубокую очистку металла от вредных примесей, ограничение по содержанию углерода в металле (до 0,1 % масс.) и азоту (до 0,01 % масс.), модифицирование стали и применение специальных режимовковки и термической обработки [2].

Основным силовым элементом контейнеров является сварное соединение между коминксом (поковка) и обечайкой (листовой прокат). Если ударная вязкость зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений со стороны листового проката толщиной 25 мм из стали 09Г2СА-А обеспечивается с достаточным запасом, то в ЗТВ сварных соединений со стороны поковки, имеющей сечение под термическую обработку до 350 мм, наблюдается нестабильность значений ударной вязкости при отрицательных температурах.

Для снятия остаточных сварочных напряжений и повышения хладостойкости ЗТВ сварного соединения контейнера из стали 09Г2СА-А необходимо проводить термическую обработку – послесварочный отпуск при температуре 650 °С. Однако такой режим не обеспечивает надежного получения необходимого уровня хладостойкости стали 09Г2СА-А. В связи с этим целесообразно исследовать возможность применения специальных режимов термической обработки, основанных на концепции коагуляции карбидных фаз в стали [3–10].

Цель работы – оптимизация режима послесварочного отпуска сварного соединения для обеспечения требуемой хладостойкости металла зоны термического влияния со стороны поковки из стали 09Г2СА-А.

Материал и методика исследований

В работе использовали поковки и листовый прокат из стали марки 09Г2СА-А, модифицированной ванадием или ванадием с ниобием.

Исследование влияния режимов послесварочного отпуска на хладостойкость ЗТВ проводили на контрольных сварных соединениях (КСС), вырезанных из поковок толщиной 350 мм, механически обработанных до толщины 25 мм, и из листового проката толщиной 25 мм. Сварное соединение выполняли автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марок Св-10ГНА (Ø 4 мм) и Св-08ГС (Ø 3 мм).

Термическую обработку сварных проб проводили в электрической печи СНЗ 6.12.4/10М1. Измерение и регулировку температуры осуществляли потенциометром РМТ 49Д/1 с точностью ± 1 °С.

Механические свойства сварных соединений определяли по стандартным методикам [11].

Микротвердость определяли по ГОСТ 9450 на микротвердомере AFFRIDM-8 при нагрузке 100 гс. Изготовление и испытание образцов на ударную вязкость с острым надрезом (тип IX) осуществляли по ГОСТ 6996.

Исследование микроструктуры выполняли на шлифах, изготовленных из половинок испытанных ударных образцов сварных соединений. Изготовление и травление микрошлифов проводили на оборудовании фирмы АТМ в соответствии с РД 5.9555-74 «Металлы и сплавы. Изготовление и травление металлографических шлифов». Микроструктуру выявляли химическим травлением шлифов в течение 2–3 с в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты. Металлографические исследования выполняли с использованием светового металлографического микроскопа «AxioObserver». Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых материалов заключался в выявлении и оценке основных структурных составляющих методами оптической металлографии, а также в выявлении и классификации характерных элементов структурных составляющих. Для количественной аттестации структурно-фазового состояния использовали металлографический комплекс, оснащенный программой «Image Expert Professional 3.0». Исследование микроструктуры проводили при увеличении $\times 1000$.

Результаты экспериментальных исследований

Экспериментальное определение хладостойкости листового проката из стали 09Г2СА-А выявило высокие значения ударной вязкости ($KCV^{-50} = 276–375$ Дж/см²). После сварки значения ударной вязкости зоны термического влияния со стороны листового проката несколько снижаются, оставаясь на достаточно высоком уровне ($KCV^{-50} = 215–268$ Дж/см²). Послесварочный отпуск при температуре 650 ± 10 °С практически не изменил значения ударной вязкости как в ЗТВ сварного соединения, так и в основном металле ($KCV^{-50} = 242–367$ Дж/см²).

Высокие значения ударной вязкости листового проката и ЗТВ сварных соединений со стороны листового проката обусловлены мелкозернистой равномерной структурой. Размер зерна металла в ЗТВ сварного соединения со стороны листового проката составлял 9–11 баллов по ГОСТ 5639. Ударная вязкость образцов из основ-

ного металла со стороны поковок стали 09Г2СА-А при сертификатных испытаниях имеет достаточно высокие значения ($KCV^{50} = 184\text{--}375$ Дж/см²) при размере зерна 7–8 баллов. Однако после сварки ударная вязкость зоны термического влияния со стороны поковки резко снижается. В ряде случаев на участках ЗТВ на расстоянии 1,5–2 мм и 6–8 мм от линии сплавления значения KCV^{50} составляют менее 29,4 Дж/см². Так, для ЗТВ сварного соединения на участке 1,5–2 мм от линии сплавления в поковку ударная вязкость составила $KCV^{50} = 7,0\text{--}42,5$ Дж/см², а на расстоянии 6–8 мм от линии сплавления в поковку $KCV^{50} = 12,0\text{--}45,0$ Дж/см².

Для снижения сварочных напряжений сварные соединения из стали 09Г2СА-А наиболее часто подвергаются послесварочному отпуску [12, 13].

Оптимизация режима термической обработки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А

Ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2СА-А определяли после стандартного режима послесварочного отпуска: загрузка в печь при температуре 300 °С, нагрев до температуры 650 °С со скоростью 30–50 °С/ч, выдержка при температуре 650 ± 10 °С в течение 8 ч с последующим охлаждением в печи от температуры 650 °С до 300 °С со скоростью 30–50 °С/ч и далее на воздухе.

Эта технология позволила повысить значения ударной вязкости ЗТВ на расстоянии 1,5–2 мм от линии сплавления в поковку ($KCV^{50} = 83\text{--}123$ Дж/см²). В то же время ударная вязкость образцов, надрез которых был расположен на расстоянии 6–8 мм от линии сплавления в поковку, имела пониженные значения KCV^{50} (12–61 Дж/см²). В связи с наиболее низкими значениями ударной вязкости образцов с надрезом на расстоянии 1,5–2 и 6–8 мм от линии сплавления в поковку особое внимание было уделено оптимизации режима послесварочного отпуска.

В работе [14] показано, что в ЗТВ сварного соединения на участке 6–8 мм преобладают два фактора, приводящие к охрупчиванию стали: водородный [15] и охрупчивание, вызванное процессами предвыделения и выделения карбидов цементитного типа [16, 17]. Для снижения охрупчивающего влияния, связанного с водо-

родными процессами, было предложено снизить скорость нагрева и охлаждения на участке флокенообразования (интервал 100–250 °С), а также увеличить скорость охлаждения на стадии предвыделения и выделения мелких карбидов цементитного типа (интервал 350–250 °С). Эта концепция была использована при разработке режима послесварочного отпуска стали 09Г2СА-А.

Для корректной оценки влияния режимов термической обработки на хладостойкость ЗТВ сварных соединений и основного металла проводили статистическую обработку результатов испытаний образцов, вырезанных из ЗТВ и основного металла производственных контрольных сварных соединений (ПКСС). Результаты испытаний показали, что предлагаемый режим послесварочного отпуска [18] позволяет в 3–4 раза повысить минимальные значения ударной вязкости по сравнению с традиционным режимом. Режим послесварочного отпуска внедрен на восьми заводах РФ (патент РФ № 2299252).

Следует, однако, отметить, что минимальные значения ударной вязкости образцов, вырезанных из ЗТВ сварных соединений и термообработанных по этому режиму, незначительно превышали величину 40 Дж/см². Поэтому дальнейшие исследования были направлены на разработку режима, обеспечивающего значительное повышение хладостойкости зоны термического влияния сварных соединений. В работах [3–5, 19–20] показано, что повышение значений ударной вязкости сталей перлитного и мартенситного классов может быть достигнуто за счет коагуляции карбидов цементитного типа. В связи с этим было высказано предположение, что повышение хладостойкости может быть достигнуто также и для сварных соединений сталей перлитного класса. Для подтверждения этой концепции были проведены исследования по влиянию старения при температуре 450 °С на ударную вязкость сварных соединений из стали 09Г2СА-А, прошедших послесварочный отпуск.

В результате разработаны варианты послесварочного отпуска (ШЗН), в которых старение проводится по трем режимам: перед сваркой и перед послесварочным отпуском (режим 1), после сварки перед послесварочным отпуском (режим 2) и когда после сварки режим дополнительного старения совмещен с послесварочным

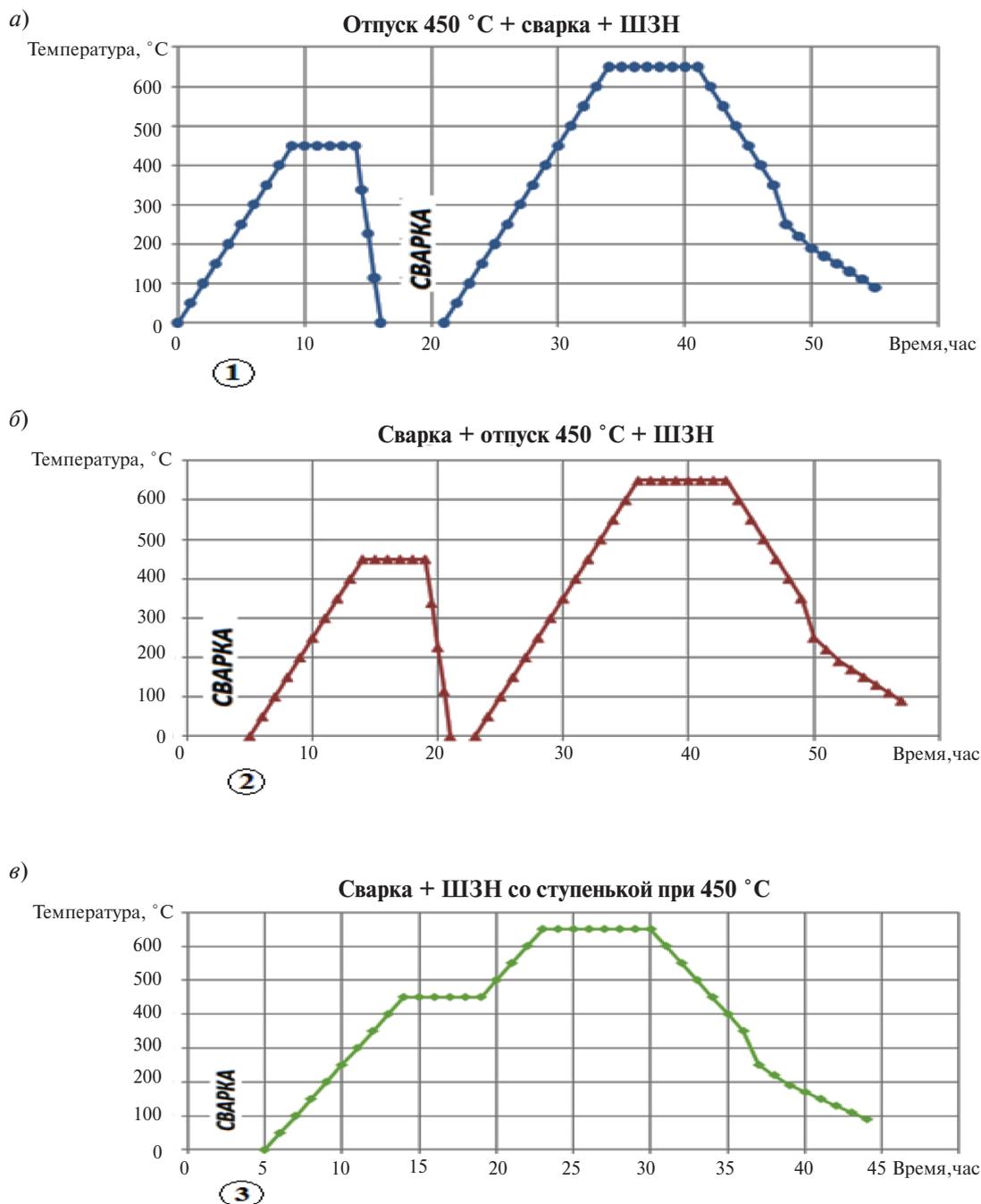


Рис. 1. Режимы термической обработки с различной комбинацией послесварочного отпуска и старения: а – старение и сварка + послесварочный отпуск (ШЗН); б – сварка и старение + послесварочный отпуск (ШЗН); в – сварка и старение, совмещенное с послесварочным отпуском (ШЗН)

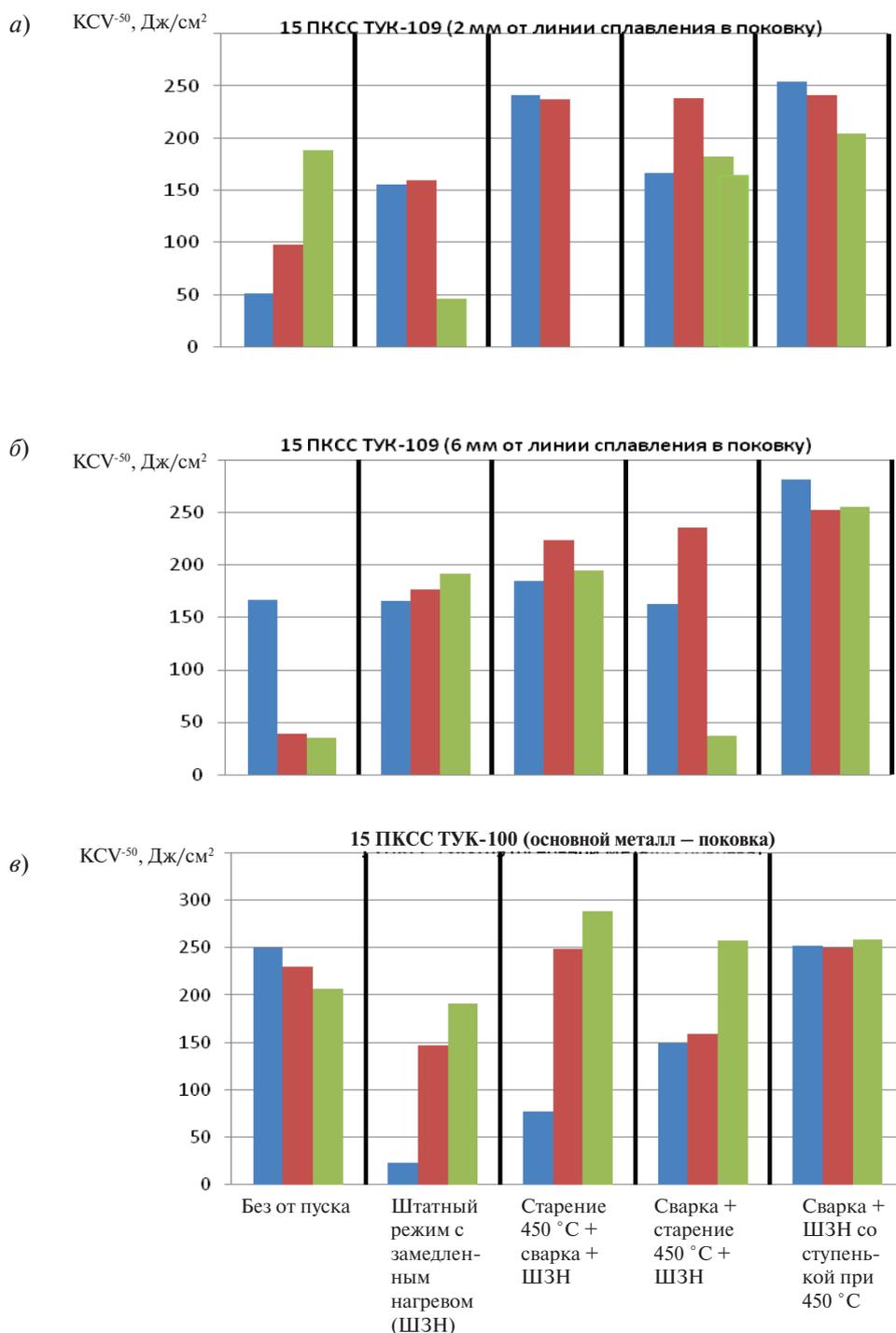


Рис. 2. Влияние различных режимов послесварочного отпуска (ШЗН) со старением при температуре 450 °С и выдержкой 5 ч на хладостойкость участков зоны термического влияния ПКСС № 15 ОАО «ПО «Севмаш»» (по испытаниям в каждом режиме трех образцов, вырезанных из различных зон сварного соединения основного металла)

отпуском (режим 3). Графики режимов термической обработки представлены на рис. 1.

Результаты значений ударной вязкости по участкам зоны термического влияния сварных соединений ПКСС № 15 ОАО «ПО «Севмаш»» представлены на рис. 2.

Как видно на рис. 2, совмещенный режим старения с послесварочным отпуском (режим 3) позволяет получить наиболее высокие значения ударной вязкости участков ЗТВ сварного соединения. При этом значения ударной вязкости металла шва до и после послесварочного отпуска идентичны. В связи с этим дальнейшие исследования были направлены на изучение режима послесварочного отпуска, совмещенного со старением (режим 3).

Влияние старения на микротвердость ЗТВ сварных соединений

Для оценки влияния старения на ЗТВ сварного соединения из стали 09Г2СА-А измеряли микротвердость до и после послесварочного отпуска со ступенькой 450 °С, выполненного по режиму 3 (рис. 3).

Как видно на рис. 3, послесварочный отпуск с выдержкой 5 ч при температуре 450 °С на стадии нагрева способствует снижению пиков микротвердости ЗТВ сварного соединения как на участке нормализации (1,5–2 мм от линии сплавления в основной металл поковки), так и на участке термомодеформационного старения

(6–8 мм от линии сплавления в основной металл поковки). Уменьшение разброса этих значений как на расстоянии 1,5–2 мм и 6–8 мм ЗТВ сварного соединения, так и на основном металле должно положительно влиять на хладостойкость сварного соединения.

Исследование состояния карбидной фазы ЗТВ сварного соединения после послесварочного отпуска совмещенного со старением

Для определения влияния старения при 450 °С на размер и распределение в структуре стали карбидных фаз ЗТВ сварного соединения выполнены металлографические исследования. Сравнивали относительный вклад карбидов у образцов из ЗТВ сварного соединения без послесварочного отпуска по режиму 2, а также после послесварочного отпуска, совмещенного со старением по режиму 3. Исследование проводили на ПКСС № 15 ПО «Севмаш» (рис. 4).

Результаты оценки распределения карбидных фаз в структуре стали представлены на рис. 4 и 5. Видно, что на участках 2 и 6 мм ЗТВ сварного соединения старение заметно снижает количество карбидов размером 0,5–2 мкм и увеличивает количество карбидов размером 3,5–5 мкм (по сравнению со штатным послесварочным отпуском). Это свидетельствует о протекании процессов коагуляции карбидной фазы в структуре стали при термической обработке, что должно оказывать положительное влияние на вели-

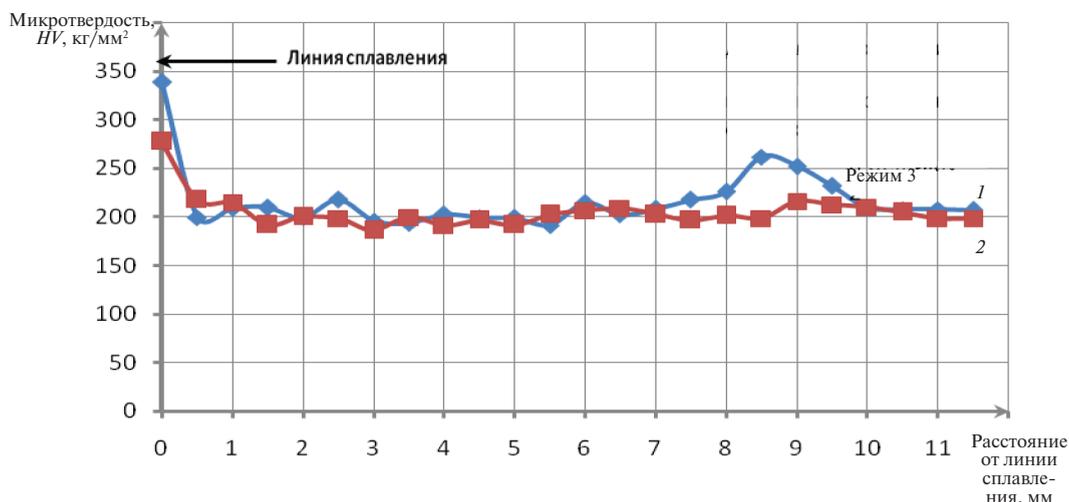


Рис. 3. Зависимость микротвердости стали от расстояния от линии сплавления для образцов сварного соединения: 1 – до термообработки; 2 – после послесварочного отпуска

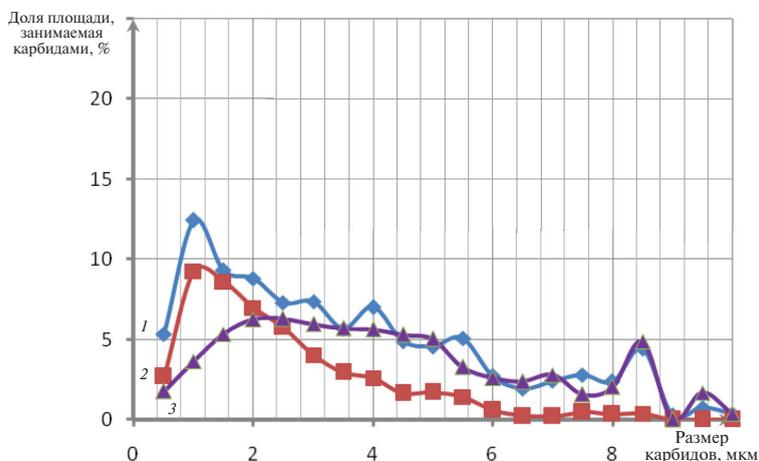


Рис. 4. Распределение карбидной фазы в структуре стали на участке ЗТВ сварного соединения на расстоянии 2 мм от линии сплавления в поковку: 1 — до термообработки; 2 — после послесварочного отпуска по режиму 2; 3 — после послесварочного отпуска ружиму 2 с выдержкой при нагреве при $t = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$

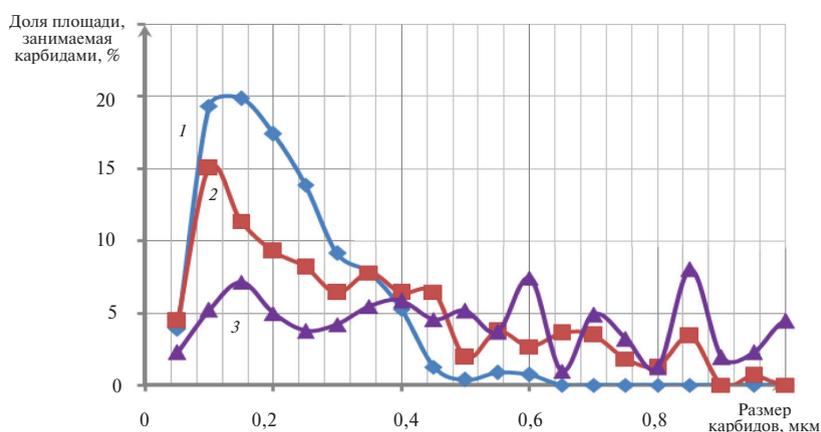


Рис. 5. Распределение карбидной фазы на участке ЗТВ сварного соединения на расстоянии 6 мм от линии сплавления в поковку: 1 — до термообработки; 2 — после послесварочного отпуска по штатному режиму; 3 — после послесварочного отпуска с выдержкой в течение 5 часов при $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ на стадии нагрева

чину ударной вязкости ЗТВ сварного соединения стали.

Наряду с исследованием распределения карбидных фаз в структуре ЗТВ сварного соединения на участках 2 и 6 мм, изучали распределение карбидной фазы в структуре основного металла поковки. Результаты исследования представлены на рис. 6.

Результаты исследований (рис. 6) позволяют сделать заключение, что совмещение температурно-временного режима старения с послесва-

рочным отпуском способствует снижению выделения карбидов размером $0,5\text{--}2\text{ }\mu\text{m}$ и в основном металле поковки, что соответственно должно приводить к повышению хладостойкости сварного соединения.

На основании анализа полученных результатов предложен режим послесварочного отпуска для сварных соединений контейнера ВТУК-8М с отработавшим ядерным топливом. Контейнер изготовлен ЗАО «Энерготекс» из поволоков толщиной 380 мм из стали марки

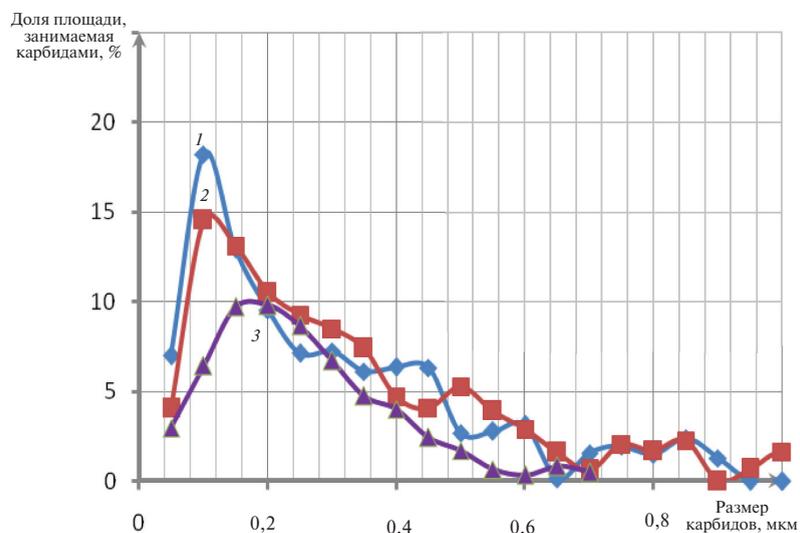


Рис. 6. Распределение карбидной фазы в структуре основного металла: 1 – до термообработки; 2 – после послесварочного отпуска по штатному режиму; 3 – после послесварочного отпуска с выдержкой в течение 5 часов при 450 °С на стадии нагрева

09Г2СА-А. Местную термическую обработку ПКСС и сварных соединений контейнера проводили по режиму 3 со ступенькой при температуре 450 °С с выдержкой 5 ч.

После термической обработки для анализа свойств по глубине сварное соединение ПКСС контейнера ВТУК-8М разрезали на 9 частей. Из каждой части сварного соединения изготавливали образцы для определения ударной вязкости и испытаний на статическое растяжение. Результаты испытаний показали, что местная термическая обработка ПКСС для контейнера ВТУК-8М, включающая послесварочный отпуск со ступенькой при температуре 450 °С, позволила получить высокие значения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений при температуре минус 40 °С. Так, минимальное значение ЗТВ сварного соединения ПКСС КСV⁻⁴⁰ составило 245 Дж/см², а 70 % испытанных образцов ПКСС не подверглись полному разрушению. Ударная вязкость этих образцов КСV⁻⁴⁰ превысила значение 367 Дж/см².

Аналогичные результаты были получены при исследовании сварных соединений ПКСС № 59 и 61 контейнера для отработавшего ядерного топлива ТУК-109.

Заключение

Результаты комплексных исследований структурных изменений карбидной фазы в различных участках ЗТВ со стороны поковки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А при различных режимах термической обработки показали, что коагуляция карбидной фазы в структуре стали позволяет получить высокие значения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений при температуре минус 40 °С. Минимальное значение ударной вязкости КСV⁻⁴⁰ образцов, вырезанных из ЗТВ сварного соединения ПКСС ВТУК-8М, составило 245 Дж/см², причем 70 % образцов ПКСС не подверглись полному разрушению. На основании полученных результатов экспериментов и их анализа оптимизирован режим послесварочного отпуска контейнеров для отработавшего ядерного топлива. Сравнительные испытания ударных образцов ПКСС № 59 и 61 контейнеров для отработавшего ядерного топлива ТУК-109, термообработанных по штатной и новой технологии (с коагуляцией карбидной фазы), показали, что новая технология позволяет в 2–3 раза повысить значения ударной вязкости образцов, вырезанных из ЗТВ сварных соединений, причем минимальное значение ударной вязкости КСV⁻⁵⁰ составляет 135 Дж/см².

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Руководящий документ РД 95 10559-2000** «Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению силовых элементов металлобетонных контейнеров и определение требований к материалам». М.: Атомиздат, 2007. 16 с.
2. **Бережко Б.И., Быковский Н.Г., Калиничева Н.В., Оленин М.И. [и др.]** Хладостойкость металлургических полуфабрикатов (листов и поковок) из низкоуглеродистых экономнолегированных кремнемарганцовистых сталей // «Вопросы материаловедения». 2007. № 3 (51). С. 43–51.
3. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42–48.
4. **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.
5. **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.
6. **Фукс М.Д., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П.** Длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. №159. С. 92–96.
7. **Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю.** Влияние термоциклической обработки на структуру литой быстрорежущей стали Р6М5-Ш // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 6. С. 42–47.
8. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.
9. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 7–14.
10. **Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 4 (694). С. 42–47.
11. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учебное пособие. СПб.: Изд-во Политех. унта, 2011. 128 с.
12. **Земзин В.Н., Шрон Р.З.** Термическая обработка и свойства сварных соединений. Л.: Машиностроение, 1978. 367 с.
13. **Винокуров В.А.** Отпуск сварных конструкций для снятия напряжений. М.: Машиностроение, 1973. 213 с.
14. **Оленин М.И., Горынин В.И., Быковский Н.Г., Маркова Ю.М., Скутин В.С.** Оптимизация режима термической обработки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А // Вопросы материаловедения. 2011. № 2 (66). С. 18–29.
15. **Козлов Р.А.** Сварка теплоустойчивых сталей. Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение, 1986. 160 с.
16. **Новиков И.И.** Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgy, 1986. 480 с.
17. **Лившиц Л.С., Хакимов А.Н.** Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
18. **Патент РФ № 2299252.** Способ термической обработки сварных соединений из низкоуглеродистых феррито-перлитных сталей / Рыбин В.В., Филимонов Г.Н., Оленин М.И., Быковский Н.Г., Щербинина Н.Б. [и др.] От 16.11.2005 г.
19. **Горынин В.И., Оленин М.И., Хлямков Н.А., Тимофеев Б.Т.** Метод трансформации карбидной фазы – фактор повышения сопротивляемости хрупкому разрушению конструкционных сталей // Вопросы материаловедения. 2013. № 1 (73). С. 7–19.
20. **Оленин М.И., Горынин В.И., Федосеев М.Л.** Некоторые аспекты повышения хладостойкости сталей перлитного класса // Вопросы материаловедения. 2013. № 2 (74). С. 7–15.

REFERENCES

1. **Rukovodyashchiy dokument RD 95 10559-2000.** Metodika rascheta na soprotivleniye khrupkomu razrusheniyu silovykh elementov metallobetonnykh konteynerov i opredeleniye trebovaniy k materialam. [The leading document RD 95 10559-2000 "A calculation procedure on resistance to fragile destruction of power elements of metalconcrete containers and definition of requirements to materials"]. M.: Atomizdat, 2007. 16 s. (rus.)
2. **Berezhko B.I., Bykovskiy N.G., Kalinicheva N.V., Olenin M.I.** [i dr.] Khladostoykost metallurgicheskikh polufabrikatov (listov i pokovok) iz nizkouglerodistykh ekonomnolegirovannykh kremnemargantsovykh staley. [Cold resistance of metallurgical semi-finished products (sheets and forgings) from low-carbonaceous the economy the Si-Mn-steels]. «*Voprosy materialovedeniya*». 2007. № 3 (51). S. 43–51. (rus.)
3. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro- i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske. [Increase of resilience to destruction of a perlitny class steels due to micro and nanostructural transformation of a carbide phase at additional annealing]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)
4. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy. [Raising the Resistance of Pearlitic and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)
5. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V.** Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti. [Concept of Carbide Design of Steels with Improved Cold Resistance]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 32–38. (rus.)
6. **Fuks M.D., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P.** Dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Long durability of a cast heat resisting alloy 45H26N33S2B2]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 4 (159). S. 92–96. (rus.)
7. **Khaydorov A.D., Kondratyev S.Yu.** Vliyaniye termotsiklicheskoj obrabotki na strukturu litoy bystrorezhushchey stali R6M5-Sh. [Effect of Thermal Cycling Treatment on the Structure of Cast High-Speed Steel R6M5-Sh]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2011. № 6. S. 42–47. (rus.)
8. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyie prevrashcheniya i svoystva metallov. [Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metals] SPb: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)
9. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D., Petrov S.N.** Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke [Transformation of the Structure of Refractory Alloy 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb During a Long-Term High-Temperature Hold]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14. (rus.)
10. **Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N.** Osobennosti struktury i dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2. [Special Features of Structure and Long-Term Strength of Cast Refractory Alloy 45Kh26N33S2B2]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 42–47. (rus.)
11. **Kondratyev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye. [Mechanical properties of metals: manual]. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, 2011. 128 s. (rus.)
12. **Zemzin V.N., Shron R.Z.** Termicheskaya obrabotka i svoystva svarnykh soyedineniy. [Heat treatment and properties of welded connections]. L.: Mashinostroyeniye, 1978. 367 s. (rus.)
13. **Vinokurov V.A.** Otpusk svarnykh konstruksiy dlya snyatiya napryazheniy. [Tempering of welded designs for removal of tension]. M.: Mashinostroyeniye, 1973. 213 s. (rus.)
14. **Olenin M.I., Gorynin V.I., Bykovskiy N.G., Markova Yu.M., Skutin V.S.** Optimizatsiya rezhima termicheskoy obrabotki svarnykh soyedineniy iz stali marki 09G2SA-A. [Optimization of the mode of heat treatment of welded connections from 09G2SA-A steel]. *Voprosy materialovedeniya*. 2011. № 2 (66). S. 18–29. (rus.)
15. **Kozlov R.A.** Svarka teploustoychivykh staley. [Welding of heatproof steels]. L.: Mashinostroyeniye. Leningradskoye otdeleniye, 1986. – 160 s. (rus.)
16. **Novikov I.I.** Teoriya termicheskoy obrabotki metallov. [Theory of heat treatment of metals]. M.: Metallurgiya, 1986. 480 s. (rus.)
17. **Livshits L.S., Khakimov A.N.** Metallovedeniye svarki i termicheskaya obrabotka svarnykh soyedineniy. [Material Science of welding and heat treatment of welded connections]. M.: Mashinostroyeniye, 1989. – 336 s. (rus.)
18. **Patent RF № 2299252.** Sposob termicheskoy obrabotki svarnykh soyedineniy iz nizkouglerodistykh ferrito-perlitnykh staley. [The way of heat treatment of welded connections from low-carbon ferrite-perlitic steels] / Rybin V.V., Filimonov G.N., Olenin M.I., Bykovskiy N.G., Shcherbinina N.B. [i dr.]. Ot 16.11.2005 g.
19. **Gorynin V.I., Olenin M.I., Khyamkov N.A., Timofeyev B.T.** Metod transformatsii karbidnoy fazy – faktor povysheniya soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu konstruksionnykh staley. [Method of

transformation of a carbide phase – a factor of increase of resilience to fragile destruction structural steels]. *Voprosy materialovedeniya*. 2013. № 1(73). S. 7–19. (rus.)

20. **Olenin M.I., Gorynin V.I., Fedoseyev M.L.**

Nekotoryye aspekty povysheniya khladostoykosti staley perlitnogo klassa. [Some aspects of increase of cold resistance perlitic class steels]. *Voprosy materialovedeniya*.

2013. № 2 (74). S. 7–15. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ГОРЫНИН Владимир Игоревич – доктор технических наук начальник лаборатории Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49. E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

GORYNIN Vladimir I. – Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”. 49 Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia; 191015. E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

ОЛЕНИН Михаил Иванович – кандидат технических наук доцент старший научный сотрудник Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49. E-mail: 1951vika@mail.ru

OLENIN Mikhail I. – Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”. 49, Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia, 191015. E-mail: 1951vika@mail.ru

DOI 10.5862/JEST/8

УДК 621.74.07

А.Е. Волков, Е.Ю. Раскатов, А.В. Копейна

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ТИТАНОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

A.E. Volkov, E.Yu. Raskatov, A.V. Kopeina

A NEW TECHNOLOGY OF PRODUCING TITANIUM PARTS

Снижение веса вращающихся и перемещающихся возвратно-поступательно деталей двигателя позволяет увеличить максимальные обороты и, как следствие, повысить мощность авиационных и автомобильных двигателей, при этом снизить удельный расход топлива, а также вредных выделений. Производство конечной продукции из титана в настоящее время очень дорого и сложно. Существующая методика предусматривает выпуск кованных плит, блоков и стержней из титана. Затем эти заготовки проходят обработку, и из них получают детали нужной формы. При данной технологии около 70 % материала попадает в отходы, производственный процесс требует много времени и больших энергозатрат. Новая технология – дискового донного слива (ДДС) – лишена этих минусов

МОДЕЛИРОВАНИЕ; ТЕХНОЛОГИЯ «ДИСКОВЫЙ ДОННЫЙ СЛИВ»; АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ РАСПЛАВЫ; КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ; ФОРМООБРАЗОВАНИЕ.

Weight reduction of rotating and moving parts of reciprocating engine can increase the maximum speed and as a result increase the capacity of aircraft and automobile engines, while reducing fuel consumption and harmful emissions. Production of the final titanium products is currently very expensive and difficult. The methodology includes the production of forged plates, blocks and rods made of titanium. Then these blanks are processed, and obtained details of the necessary form. With this technology, approximately 70% of the material falls into the waste, the manufacturing process requires a lot of time and a lot of energy. New technology Disk bottom drain does not have these disadvantages.

MODEL-BASED ANALYSIS, TECHNOLOGY “DISK BOTTOM DRAIN SINK”; AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE MELTS; COMPOSITE MATERIALS; FORM CREATION

Методы производства слитков из титановых сплавов достаточно хорошо освоены [1]. Одним из них является переплав металла в промежуточной емкости (метод «гарнисаж–расходуемый электрод» – ГРЭ), он обеспечивает высокое качество продукции, но несмотря на все положительные стороны довольно дорог и энергоемок. Другой широко известный метод для производства слитков – это вакуумно-дуговой переплав (ВДП), который достаточно экономичен, особенно при получении слитков большого диаметра. Но, несмотря на все его преимущества, дальнейшая переработка слитков в готовую продукцию приводит к большим потерям металла и энергозатратам.

Поэтому для нужд производства создана технология дискового донного слива (ДДС) [2], способная объединить в себе основные положительные стороны вышеперечисленных технологий, при этом экономически более выгодная, с более широкими возможностями изготовления титановой продукции.

Наиболее близким аналогом технологии ДДС является широко известная технология ГРЭ. Сравнивая принципиальную схему устройства ГРЭ и устройства ДДС, можно отметить основные конструктивно-технологические отличия этих процессов. Промышленные печи для осуществления способа ГРЭ имеют поворотный тигель для слива расплава в форму. Схема ГРЭ

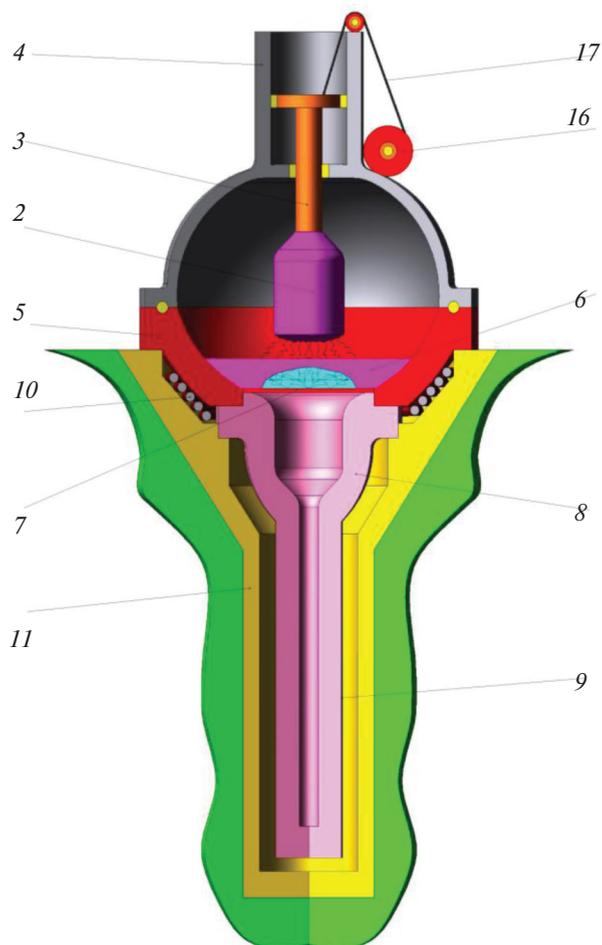


Рис. 1. Общий вид установки для реализации технологии дискового донного слива (ДДС)

использует расходуемый электрод, в качестве которого служит гарнисаж от предыдущей плавки, который получают из прямоугольного тигля за счет поворота его на 90° . После того, как расплав получен, за счёт поворота тигля происходит его слив в кристаллизатор через направляющую воронку. На первой стадии заполнения кристаллизатора в него попадает наиболее нагретая порция расплава. Завершающая порция расплава, сливаемая из тигля, имеет более низкую температуру, поэтому верхняя часть слитка достаточно быстро затвердевает. Тем самым образуются фронты кристаллизации, направленные от наружных поверхностей слитка к его центру; это приводит к тому, что в месте их схождения образуется пористость. Иными словами, данная схема заливки кристаллизатора не обеспечивает постоянную подпитку расплавом кристаллизу-

ющиеся объемы металла на всем протяжении слитка.

Схема устройства ДДС также использует в качестве расходуемого электрода гарнисаж от предшествующей плавки. Слив расплава в кристаллизатор осуществляется за счет проплавления дна переплавляемого диска. При ДДС в кристаллизатор изначально попадает менее нагретая порция расплава, а при завершении слива в верхнюю часть кристаллизатора попадает более нагретая порция расплава, что создает фронт кристаллизации металла направленный снизу вверх. То есть данная схема обеспечивает постоянную подпитку расплавом кристаллизующиеся объемы металла по всему сечению слитка. Эту подпитку усиливает возможность подогрева верхней части ванны расплава в гарнисаже.

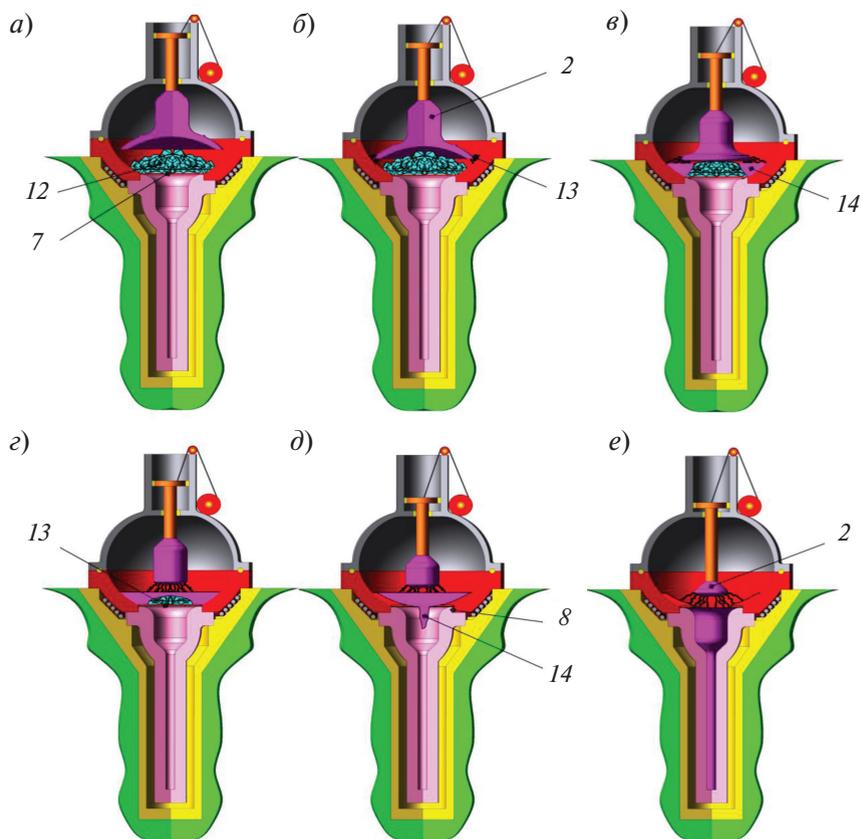


Рис. 2. Упрощенная схема действия установки ДДС

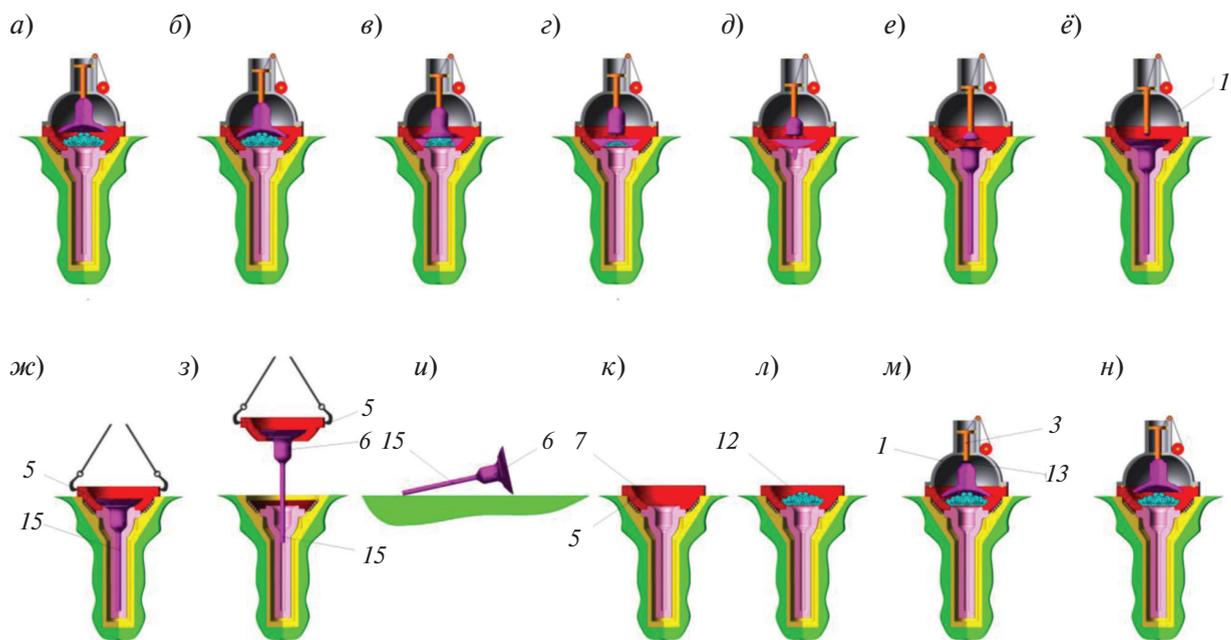


Рис. 3. Полная схема действия установки ДДС

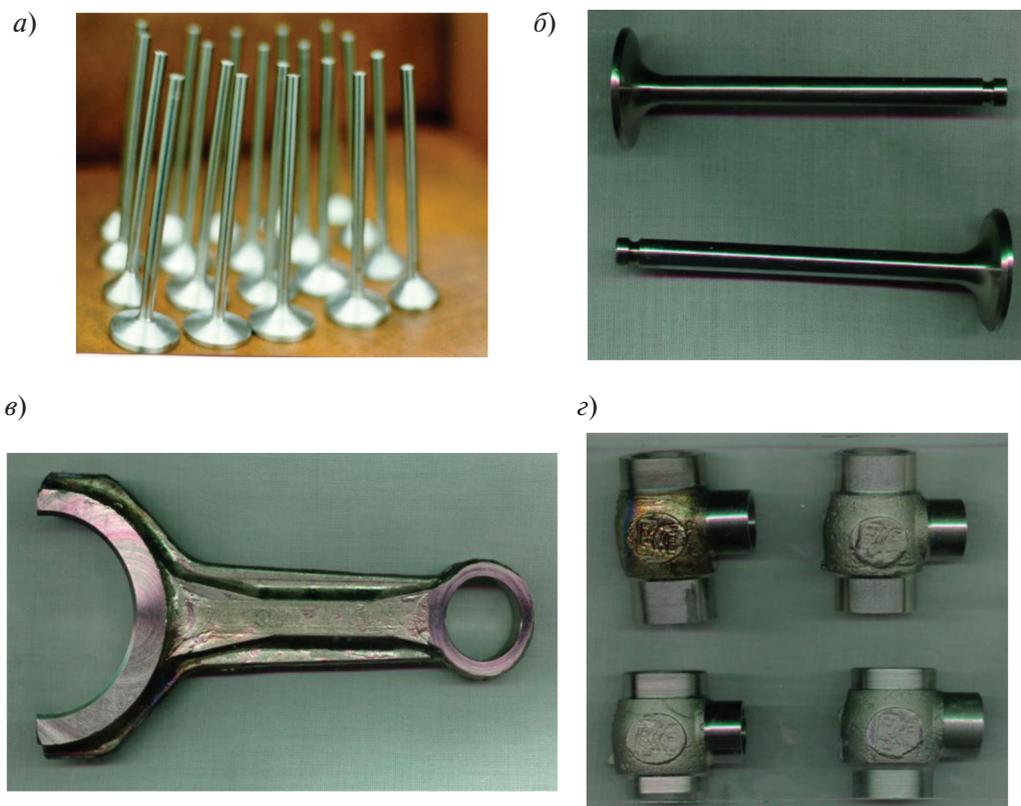


Рис. 4. Фасонные изделия, полученные на различных модификациях установок ДДС: а – автомобильные клапаны из Fe-Ti-Nb; б – клапаны из Ti-AlTi; в – шатун из Ti; г – тройники из Ti

Предложенный способ реализует установка, представленная на рис. 1, которая состоит из верхней камеры 1, электрода 2, штока 3, привода 4, сферического кристаллизатора 5, гарнисажа б, листа 7, цилиндрического кристаллизатора 8, рабочего кристаллизатора 9, соленоида 10 и корпуса 11.

На рис. 2 показана работа установки: на лист 7 насыпается определенный объем шихты 12 (рис. 2, а), далее между электродом 2 и шихтой 12 зажигается дуга 13 (рис. 2, б), которая образует расплав металла 14 (рис. 2, в). Постепенно электрод 2 сплавляется и уменьшает свой диаметр, при этом дуга 13 концентрируется в центральной части (рис. 2, г); далее вся шихта 12 расплавляется, после чего днище проплавляется и расплав сливается в кристаллизатор 8 (рис. 2, д). В момент заполнения кристаллизатора доплавляется остаток электрода 2 (рис. 2, е).

Полная схема работы установки показана на рис. 3: после заполнения кристаллизатора расплавом (рис. 3, е), остаток электрода 2 доплавляется полностью (рис. 3, в), и дуга 13 выключается.

Затем после остывания металла верхняя камера 1 снимается со сферического кристаллизатора 5 (рис. 3, ж) и слиток 15 снимается вместе с гарнисажем б (рис. 3, з). Далее слиток 15 отрезается от гарнисажа б (рис. 3, и), в сферический кристаллизатор 5 устанавливается лист 7 (рис. 3, к), на который насыпается шихта 12 (рис. 3, л). На шихту устанавливается с поворотом на 180° гарнисаж б, который превращается в электрод 2. Далее всё закрывается верхней камерой 1, после чего идёт приварка электрода 2 и штока 3 (рис. 3, м), далее процесс повторяется.

Затем после остывания металла верхняя камера 1 снимается со сферического кристаллизатора 5 (рис. 3, ж) и слиток 15 снимается вместе с гарнисажем б (рис. 3, з). Далее слиток 15 отрезается от гарнисажа б (рис. 3, и), в сферический кристаллизатор 5 устанавливается лист 7 (рис. 3, к), на который насыпается шихта 12 (рис. 3, л). На шихту устанавливается с поворотом на 180° гарнисаж б, который превращается в электрод 2, далее всё закрывается верхней камерой 1, после

чего идет приварка электрода 2 и штока 3 (рис. 3, м), далее процесс повторяется.

Конструктивной особенностью установки ДДС является то, что кристаллизатор 5, в котором размещается гарнисаж, имеет форму полушария или полусферы. За счет этого при плавлении шихты и электрода расплав скапливается на листе 7, при этом наибольший диаметр, который образует гарнисаж 6, всегда меньше максимального диаметра кристаллизатора 5. Следовательно, когда образованный гарнисаж переворачивают и, приварив к штоку, используют как электрод, то последний свободно входит в пространство кристаллизатора 5 (рис. 3, м). Внутренняя полость верхней камеры 1 является зеркальным отображением геометрии внутренней полости кристаллизатора 5. Благодаря данной особенности электрод-гарнисаж свободно размещается во внутренней полости печи ДДС, при этом не используя лишнего пространства, что позволяет наиболее быстро и экономично создавать вакуум.

Для того чтобы верхняя камера свободно снималась и отводилась в сторону, открывая пространство для съема гарнисажа и слитка из кристаллизатора, она снабжена односторонним пневмоприводом 4, который может быть снабжен специальным тормозом 16, например электродвигателем с редуктором (см. рис. 1). То есть

движение вниз обеспечивается за счет веса электрода и создания вакуума в полости пневмопривода. Для того чтобы движение было плавным, электрод удерживается тросом 17; если требуется резко поднять электрод 2 вверх, в пневмопривод 4 подается газ под определенным давлением.

После производства на печи ДДС слитка, ему не требуется поверхностная обточка, так как эта поверхность очень ровная и чистая. В качестве примера на рис. 4 показаны поверхности изделий, полученные методом ДДС.

Заключение

Технология ДДС имеет не только большую производительность и компактность, но и возможность производить сложную по конфигурации продукцию, включая производство плит, листов, фасонных изделий и т. п. Эта технология не требует особо сложной системы управления, больших капиталовложений и производственных площадей.

Данное оборудование может найти свое применение в местах производства титановой губки и скопления титановых отходов, позволяя значительно снижать себестоимость титановой продукции. Кроме того, при освоении производства титана малыми предприятиями, а также в странах, пока не имеющих титанового производства, технология ДДС может стать базовой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Андреев А.Л. [и др.] Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов. М.: Металлургия, 1994.
2. Патент №2338622 Российской Федерации; МПК В22D 11/049, С22В 9/16. Способ и устройство дискового донного слива системы Волкова / А.Е. Волков; опубл. 20.11.2008.

REFERENCES

1. Andreyev A.L. [i dr.] Titanovyye splavy. Plavka i litye titanovykh splavov [Titanium alloys. Melting and casting of titanium alloys]. M.: Metallurgiya, 1994. (rus.)
2. Patent №2338622 Rossiyskoi Federatsii; MPK B22D 11/049, C22B 9/16. Sposob i ustroystvo diskovogo donnogo sliva sistemy Volkova [Patent №2338622 of Russian Federation; IPC B22D 11/049, C22B 9/16. The method and apparatus of bottom discharge system disk Volkov] / A.Ye. Volkov; opubl. 20.11.2008.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ВОЛКОВ Анатолий Евгеньевич – кандидат технических наук директор ООО Научно-производственная фирма «Рутений».

620075, г. Екатеринбург, ул. Мамина-Сибиряка, д.85.

E-mail: Volkov@yandex.ru

VOLKOV Anatolii. E. – LTD Scientific Industrial Firm “Ruthenium”.

85, Mamina-Sibiryaka St., Ekaterinburg, Russia, 620075. E-mail: Volkov@yandex.ru

РАСКАТОВ Евгений Юрьевич – доктор технических наук заведующий кафедрой Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н.Ельцина.

620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира д. 19.

E-mail: evgeniy.raskatov@yandex.ru

RASKATOV Evgenii Yu. – Ural Federal University named after first president of Russia B.N. Yeltsin.

620002, Mira Str. 19, Ekaterinburg, Russia.

E-mail: evgeniy.raskatov@yandex.ru

КОПЕИНА Александра Владимировна – аспирант Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н.Ельцина.

620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира д. 19.

E-mail: Kopeina@yandex.ru

KOPEINA Aleksandra V. – Ural Federal University named after first president of Russia B.N. Yeltsin.

620002, Mira Str. 19, Ekaterinburg, Russia.

E-mail: Kopeina@yandex.ru

DOI 10.5862/JEST/9

УДК 539.216

*А.Н. Скворцова, К.А. Лычева,
А.А. Возняковский, Т.С. Кольцова*

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, УПРОЧНЕННЫЕ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОВОЛОКНАМИ

*A.N. Skvortsova, K.A. Lycheva,
A.A. Voznyakovskii, T.S. Koltsova*

COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINUM, REINFORCED CARBON NANOFIBERS

Рассмотрены различия структуры и свойств композиционных материалов на основе алюминия с содержанием 1 масс.% углеродных нановолокон в зависимости от метода компактирования, а также возможные механизмы упрочнения таких материалов. Показано, что углеродные нановолокна позволяют повысить прочность матрицы на 30 %, что соответствует значениям, полученным при холодном прессовании композита с последующим спеканием. Как для холодного, так и горячего прессования образцов при условии отсутствия карбидной фазы результаты хорошо описываются соотношением Холла — Петча, что позволяет сделать предположение о преимущественном влиянии размера зерна на твердость исследованных материалов. Компактирование при 980 °С приводит к разрушению углеродных волокон и образованию карбидных связей. При образовании карбида на поверхности раздела фаз упрочнение происходит за счет образования новой фазы карбида алюминия.

АЛЮМИНИЙ; КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ; ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ; УГЛЕРОДНЫЕ НАНОВОЛОКНА; МЕХАНИЗМ УПРОЧНЕНИЯ.

The differences in the structure and properties of the materials Al - 1 wt.% CNF, depending on the method of compaction, had been discussed. Carbon nanofibers allow to increase matrix strength by 30%, which corresponds to the values of cold pressing composites strength. It was shown that the results are well described by the Hall – Petch in the case of carbide phase absence. This suggests emptive effect of grain size on the materials hardness. Carbide formation at the interface takes place at 980oC, simultaneously with the destruction of the carbon fibers. In that case, hardening occurs due to new Al4C3 phase formation.

ALUMINUM; COMPOSITE; CARBON NANOFIBERS; POWDER METALLURGY; STRENGTHENING MECHANISM.

Введение

Создание легких материалов с улучшенными механическими и физическими свойствами — актуальная задача. В связи с этим исследования в области создания материалов из металлов, упрочненных углеродными наноструктурами, последнее десятилетие активно развиваются [1]. Как правило, цель введения углеродных нанотрубок (УНТ) и нановолокон (УНВ) в металли-

ческую матрицу — ее упрочнение. Основной проблемой, связанной с изготовлением композитных материалов, является агломерация нанотрубок из-за их высокой поверхностной энергии, что приводит к снижению ожидаемых свойств, таких, как прочность, пластичность, электро- и теплопроводность и т. д.

При получении композиционных материалов системы «алюминий — УНТ» с хорошим

распределением наноструктур в матрице основными технологическими этапами являются смешение УНТ с порошком матрицы путем совместного помола и компактирование путем холодного изостатического прессования с последующим спеканием или горячего изостатического прессования и спекания в плазменном разряде [2, 3]. Конечные физико-механические свойства композитов зависят от методов обработки материала, так как они приводят к изменению микроструктуры и распределения УНТ и, следовательно, к различной степени упрочнения.

Ранее нами был рассмотрен метод синтеза углеродных нановолокон непосредственно на алюминиевых микрочастицах, позволяющий получить равномерное распределение УНВ в алюминиевой матрице [4]. Метод заключается в химическом осаждении углерода из газовой фазы на поверхности матричных металлических частиц при добавлении 0,02 % масс. никелевого катализатора. В предлагаемой работе рассмотрены различия структуры и свойств материалов системы «Al – 1 масс.% УНВ» в зависимости от метода компактирования. Целью данной работы было исследование влияния методов компактирования на формирование структуры и механизм упрочнения.

Материалы и методика эксперимента

В качестве исходного материала был использован порошок алюминия марки ПА-4 по ГОСТ 6058-73 с размером частиц менее 63 мкм и чистотой 99,5 масс.%.

В качестве катализатора роста углеродных наноструктур использовали никель, который наносили на поверхность алюминиевого порошка из раствора нитрата с последующими термической обработкой при температуре 200 °С и восстановлением в водороде при температуре 550 °С. Концентрация никеля составляла 0,01 % от массы алюминия.

С целью создания равномерного распределения углеродных наноструктур в матрице проводилось газозаимное осаждение углеродных волокон из ацетилен-водородной смеси непосредственно на алюминиевых микрочастицах с нанесенным катализатором. Полученный композиционный материал представляет собой алюминиевые микрочастицы с равномерно распределенными углеродными волокнами по поверхности. Методика приготовления порошка детально описана в работе [4]. Микроизображения исходного порошка и композиционного материала приведены на рис. 1.

Для получения компактных материалов из порошка с 1 масс. % УНВ изготавливались та-

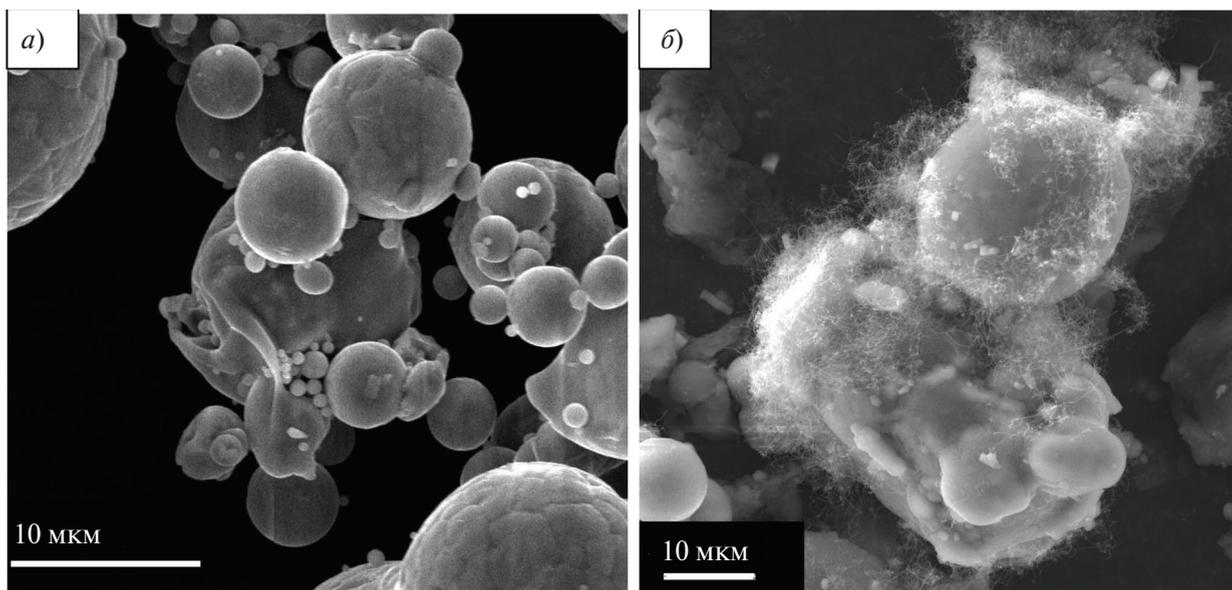


Рис. 1. СЭМ-изображение исходных алюминиевых частиц (а) и композиционного порошкового материала «Al – УНВ» (б)

блетки методом холодного одноосного прессования при давлении 600 МПа.

Часть полученных образцов спекали в среде аргона при температуре 550 °С в течение 1 часа. Другую часть подвергали дополнительному горячему прессованию. Для этого образец помещался в контейнере высокого давления между двух графитовых таблеток в цилиндрический графитовый нагреватель. Нагрев контейнера осуществлялся пропусканием переменного электрического тока при напряжении 3–6 В в режиме стабилизации электрической мощности. Прессование проводилось при температурах 720 и 980 °С. Несмотря на то, что прессование проводилось при температурах выше температур плавления алюминия, процесс проходил без образования жидкой фазы, т. к. при повышении давления температура плавления алюминия повышается [5]: $dT/dP = 6,41 \cdot 10^{-2}$ К/МПа, т. е. при давлении 5 ГПа температура плавления алюминия равна примерно 980 °С.

Испытания на твердость проводились методом Бринелля (*НВ*) твердосплавным шариком диаметром 5 мм при нагрузке 98 Н (универсальный твердомер *Zwick/Roell ZHU 250*). Металлографический анализ микроструктуры производился на световом оптическом микроскопе «Carl Zeiss» *Axio Observer* в диапазоне увеличений 100–1000 крат. Исследования фазового состава проводились методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на спектрометре *Thermo Scientific K-alpha*.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлены фотографии микроструктуры композиционного материала после холодного (*а*) и горячего (*б*, *в*) прессования. Во всех случаях микроструктура образцов представ-

ляет собой равноосные зерна. После горячего прессования в микроструктуре заметны включения зерен меньшего диаметра. Возможно, это связано с тем, что при остывании начинает происходить динамическая рекристаллизация, вследствие которой зарождаются новые рекристаллизованные зерна.

Твердость компактов и средний размер зерна (по результатам металлографического анализа микроструктур) приведены в таблице.

Характеристики компактов материалов на основе алюминия

Состав	Компактирование	Твердость, НВ	Средний размер зерна, мкм
Al	Горячее прессование (5ГПа, 720 °С)	30	49
Al–1% УНВ	Холодное прессование 400 МПа, спекание при 600 °С	35	45,5
Al–1% УНВ	Горячее прессование (5ГПа, 720 °С)	55	35
Al–1% УНВ	Горячее прессование (5ГПа, 980 °С)	53	34

Как видно из таблицы, различные методы обработки приводят к изменению микроструктуры и, следовательно, к различной степени упрочнения. В литературе описан ряд моделей, описывающих механизмы упрочнения материалов углеродными нанотрубками, позволяющие спрогнозировать прочность композиционных материалов.

В композите, упрочненном волокнистыми структурами, нагрузка от матрицы к волокнам передается в первую очередь за счет сдвиговых

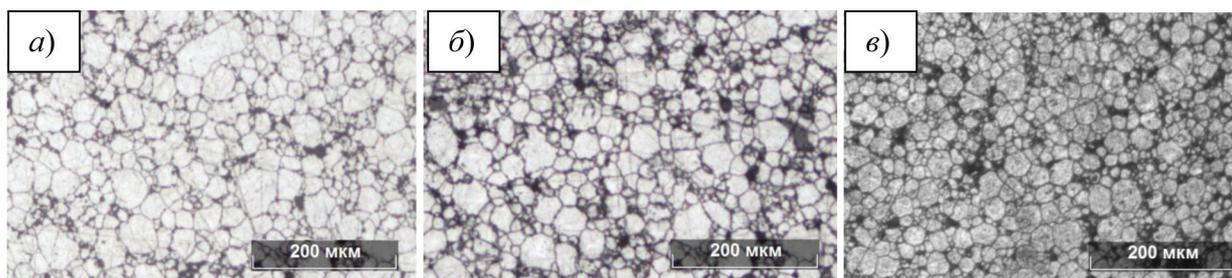


Рис. 2. Типичные микроструктуры композиционного материала «Al–1 масс. % УНВ» после холодного (*а*) и горячего прессования при 720 (*б*) и 980 °С (*в*)

напряжений на их границе раздела. По эпюре распределения напряжений нагрузка в волокне изменяется от нуля на концах до максимума в центре. Чем длиннее волокно, тем больше сила, которая может быть передана к нему и, следовательно, тем эффективнее использование свойств волокна. Существует критическое значение длины волокна (l_c), при котором максимальное напряжение в центре волокна равно его прочности [6].

Рассмотрим, например, модель, предложенную Келли–Тайсон [7]. В армированных композициях приложенная нагрузка передается из матрицы на волокна вследствие сдвиговых напряжений, которые возникают вдоль границы раздела «волокно–матрица». Данная модель была использована для расчета композитов «Al-4 об. % УНТ» при длине нанотрубок ниже критической ($l < l_c$) [8]. Предел прочности композита может быть рассчитан по формуле

$$\sigma_c = \sigma_f V_f (l/l_c) + \sigma_m (1 - V_f), \quad (1)$$

где $l_c = \sigma_f d / 2\tau_m$ – критическая длина волокна; V_f – объемная фракция УНТ; l и d – средние длина и диаметр УНТ; σ_m – прочность матрицы; τ_m – прочность на сдвиг матрицы ($\tau_m = \sigma_m / 2$); σ_f – прочность УНТ.

В случае $l > l_c$ прочность композитов может быть рассчитана по следующей формуле:

$$\sigma_c = \sigma_f V_f (1 - l_c / 2l) + \sigma_m (1 - V_f). \quad (2)$$

По представленной модели, приняв для углеродных нановолокон $\sigma_f = 3000$ МПа [9], $d = 50$ нм и $\sigma_m = 88,3$ МПа [10], получаем, что критическая длина УНВ (l_c) равна 600 нм. В нашем случае средняя длина волокон составляет более 1 мкм, что больше значения критической длины. В таком случае (т. е. $l > l_c$) прочность композитов может быть рассчитана по модели, предложенной Кузимаки (уравнение (2)).

Согласно расчету при содержании в образце с 1,2 об. % (1 масс. %) углеродных нановолокон предел прочности композиционного материала составляет 112 МПа, что на 30 % выше, чем у чистого алюминия. Это значение близко полученным нами экспериментальным результатам при холодном прессовании и последующем спекании при пересчете твердости на предел прочности. Таким образом, сами углеродные волокна не дают значительного повышения свойств.

Наличие углеродных нанотрубок в матрице может привести к измельчению зерна несколькими способами. Нанотрубки увеличивают на-

клеп и теплопроводность и действуют в качестве второй фазы, что вызывает увеличение скорости образования зародышей при рекристаллизационных процессах, приводящих к уменьшению размера зерна.

В данном случае зависимость изменения предела текучести от размера d зерна для поликристаллического материала может быть спрогнозировано соотношением Холла – Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_0 – некоторое напряжение трения, которое необходимо для скольжения дислокаций в монокристалле; K – индивидуальная для каждого материала константа, также называемая коэффициентом Холла–Петча.

Углеродная фаза препятствует росту зерна в процессе спекания или высокотемпературного отжига, что может быть первоочередной причиной упрочнения. Зависимость Холла – Петча, построенная по экспериментально найденной твердости образцов, и распределение размеров зерен на образцах с содержанием 1 масс.% УНВ (см. табл. 1) представлены на рис. 3.

В случаях горячего прессования чистого алюминия, а также как при холодном прессовании с последующим спеканием, так и при горячем прессовании (720°, 5ГПа) композита «Al–УНВ» с содержанием 1 масс. % УНВ результаты хорошо описываются соотношением Холла – Петча (см. рис. 3), что позволяет сделать предположение о преимущественном влиянии размера зерна на твердость исследованных материалов.

Однако для образца, скомпактированного при 980 °С, данная модель не подходит. Вероят-

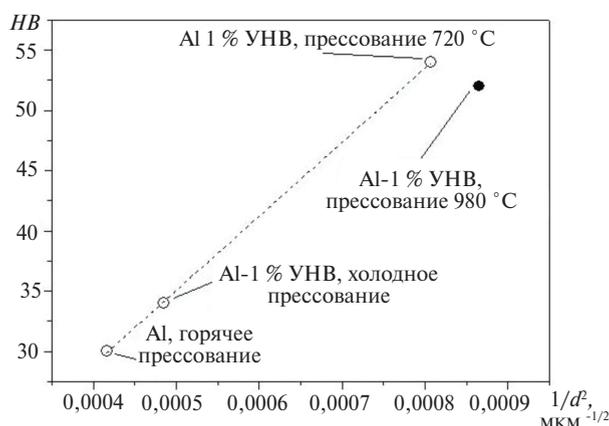


Рис. 3. Соотношение Холла – Петча для образцов «Al–УНВ»

но, это связано с тем, что упрочнение в данном случае происходит по другим механизмам.

В случае, когда углеродный продукт и матрица образуют новую фазу, прочность композитного материала ограничена прочностью на сдвиг межфазной составляющей. Наличие высокого межфазного взаимодействия может помочь в передаче напряжения от матрицы к нанотрубкам. Модель упрочнения композита в присутствии межфазного слоя была предложена Колеманом и соавторами. В соответствии с данной моделью прочность композита может быть рассчитана следующим образом [11]:

$$\sigma_c = (1 + 2b/D) [\sigma_{\text{Shear}}/D - (1 + 2b/D) \sigma_m] V_f + \sigma_m, \quad (3)$$

где σ_{Shear} – прочность на сдвиг на поверхности раздела; b – толщина межфазного слоя; D – диаметр УНТ. Это соотношение может быть очень полезно для композитов, армированных УНТ, в случае, когда реакция между нанотрубками и матрицей может привести к образованию карбида. В таком случае прочность образца зависит от прочности на сдвиг поверхности раздела «алюминий – карбид». Когда приложенное напряжение превышает предел прочности при сдвиге интерфейса, разрушение происходит вдоль границы раздела.

Как было описано ранее [12], на образцах, полученных при горячем прессовании при температуре 980 °С, методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии было обнаружено образование карбида алюминия (Al_4C_3). В публикациях появление карбида, как правило, отмечают при исследовании композитов системы Al–Si–C (например, [13]). В работе [14] приводятся данные по композиту «Al–1%УНТ», полу-

ченные при горячем прессовании с последующей экструзией. В данном случае авторы также отметили присутствие карбидной фазы, а предел прочности композита составил 191,5 МПа, что близко по значению полученному нами для композита при 980 °С (расчетный предел прочности композита составляет 188 МПа). Таким образом, при 980 °С компактирования упрочнение композита происходит по механизму «образования новой фазы».

Заключение

В работе рассмотрены различия структуры и свойств материалов «Al – 1 масс.% УНВ» в зависимости от метода компактирования. Во всех случаях микроструктура образцов представляет собой равноосные зерна, после горячего прессования заметны включения зерен меньшего диаметра. Рассмотрены механизмы упрочнения композитов углеродными наноструктурами. Показано, что углеродные нановолокна позволяют повысить прочность матрицы на 30 %, что соответствует значениям, полученным при холодном прессовании композита с последующем спеканием. Как для холодного, так и для горячего прессования образцов при условии отсутствия карбидной фазы результаты хорошо описываются соотношением Холла – Петча, что позволяет сделать предположение о преимущественном влиянии размера зерна на твердость исследованных материалов. Компактирование при 980 °С приводит к разрушению углеродных волокон и образованию карбидных связей, что подтверждено данными РФЭС. При образовании карбида на поверхности раздела фаз упрочнение происходит за счет образования новой фазы Al_4C_3 .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Agarwal A., Bakshi S.R., Lahir D. Carbon Nanotubes: Reinforced Metal Matrix Composites. CRC Press Taylor & Francis Group, 2011. 295 p.
2. So D.S., Lee I.H., Bae G.J., Bak W.J., R&D and market trend of carbon nanotube devices // Prospect. Ind. Chem. 2007. Vol. 10. P. 58–66.
3. Qin C., Shi X., Bai S.Q., Chen L.D., Wang L.J., High temperature electrical and thermal properties of the bulk carbon nanotube prepared by SPS // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 420. P. 208–211.
4. Рудской А.И., Толочко О.В., Кольцова Т.С., Насибуллин А.Г. Синтез углеродных нановолокон на поверхности частиц порошка алюминия // Металловедение и термическая обработка. 2013. №10. С. 53–57.
5. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. Физические величины [Physical quantities]: Справочник / Под ред. Григорьева И.С., Мейлихова Е.З. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 стр.
6. Hosford W.F. Mechanical Behavior of Materials. Cambridge University Press, 2005. 447 P.
7. Kelly A., Tyson W.R. Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum // J. Mech. Phys. Solids. 1965. Vol. 13 (6). 339–350.

8. Choi H.J., Kwon G.B., Lee G.Y., Bae D.H. Reinforcement with carbon nanotubes in aluminum matrix composites // *Scripta Mater.* 2008. Vol. 59, P. 360–363.

9. Раков Э.Г. Нанотрубки и фуллерены: Учебн. пособие. М.: Университетская книга, Логос, 2006. 376 с.

10. Беляев А.И. Бочвар О.С., Буйнов Н.Н. [и др.] *Металловедение алюминия и его сплавов*: Спр. изд. 2-е изд. перераб. и доп. М.: Metallurgy, 1983.

11. Coleman J.N., Cadek M., Blake R., Nicolosi V., Ryan K.P., Belton C., Fonseca A., Nagy J.B., Gunko Y.K., Blau W.J. High-performance nanotubereinforced plastics: Understanding the mechanism of strength increase. // *Adv. Funct. Mater.* 2004. Vol. 14. P. 791–798.

12. Rudskoy A.I., Koltsova T.S., Shakhov F.M., Tolochko O.V., Mikhailov V.G. Effect of hot pressing modes on the structure and properties of an “aluminum – Carbon nanofibers” composite material // *Metal Science and Heat Treatment.* 2015. Vol. 56 (9–10). P. 525–530.

13. Tham L.M., Gupta M., Cheng L. Effect of limited matrixreinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminum–silicon carbide composites. // *Acta Mater.* 2001. Vol. 49. P. 3243–53.

14. Pérez-Bustamante R., Gómez-Esparza C.D., Estrada-Guel I., Miki-Yoshida M., Licea-Jiménez L., Pérez-García S.A., Martínez-Sánchez R. Microstructural and mechanical characterization of Al–MWCNT composites produced by mechanical milling // *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. Vol. 502. P. 159–163.

REFERENCES

1. Agarwal A., Bakshi S.R., Lahir D. *Carbon Nanotubes: Reinforced Metal Matrix Composites*. CRC Press Taylor & Francis Group. 2011. 295 p.

2. So D.S., Lee I.H., Bae G.J., Bak W.J., R&D and market trend of carbon nanotube devices. *Prospect. Ind. Chem.* 2007. Vol. 10. P. 58–66.

3. Qin C., Shi X., Bai S.Q., Chen L.D., Wang L.J. High temperature electrical and thermal properties of the bulk carbon nanotube prepared by SPS. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol 420, P. 208–211.

4. Rudskoy A.I., Tolochko O.V., Koltsova T.S., Nasibulin A.G. Sintez uglerodnykh nanovolokon na poverkhnosti chastits poroshka alyuminiya. [Synthesis of carbon nanofibers on the surface of particles of aluminum powder]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka.* 2013. №10. S. 53–57. (rus.)

5. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskiy A.M. Fizicheskiye velichiny [Physical quantities]. Spravochnik / Pod red. Grigoryeva I.S., Meylikhova Ye.Z. M.: Energoatomizdat, 1991. 1232 s. (rus.)

6. Hosford W.F. *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge University Press, 2005. 447 p.

7. Kelly A., Tyson W.R. Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum. *J. Mech. Phys. Solids.* 1965. Vol. 13 (6), P. 339–350.

8. Choi H.J., Kwon G.B., Lee G.Y., Bae D.H. Reinforcement with carbon nanotubes in aluminum matrix composites. *Scripta Mater.* 2008. Vol. 59. P. 360–363.

9. Rakov E.G. Nanotrubki i fullereny [Nanotubes and fullerenes]: Uchebn. Posobiye. M.: Universitetskaya kniga, Logos, 2006. 376 s. (rus.)

10. Belyayev A.I. Bochvar O.S., Buynov N.N. [i dr.]. *Metallovedeniye alyuminiya i yego splyavov* [Metallurgy of aluminum and its alloys]: Spr. izd. 2-ye izd. pererab. i dop./ A.I. Belyayev. M.: Metallurgiya, 1983. (rus.)

11. Coleman J.N., Cadek M., Blake R., Nicolosi V., Ryan K.P., Belton C., Fonseca A., Nagy J.B., Gunko Y.K., Blau W.J. High-performance nanotubereinforced plastics: Understanding the mechanism of strength increase. *Adv. Funct. Mater.* 2004. Vol. 14. P. 791–798.

12. Rudskoy A.I., Koltsova T.S., Shakhov F.M., Tolochko O.V., Mikhailov V.G. Effect of hot pressing modes on the structure and properties of an “aluminum – Carbon nanofibers” composite material. *Metal Science and Heat Treatment.* 2015. № 56 (9–10). S. 525–530.

13. Tham L.M., Gupta M., Cheng L. Effect of limited matrixreinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminum–silicon carbide composites. *Acta Mater.* 2001. Vol. 4. P. 3243–53.

14. Pérez-Bustamante R., Gómez-Esparza C.D., Estrada-Guel I., Miki-Yoshida M., Licea-Jiménez L., Pérez-García S.A., Martínez-Sánchez R. Microstructural and mechanical characterization of Al–MWCNT composites produced by mechanical milling. *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. Vol. 502. P. 159–163.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

СКВОРЦОВА Александра Николаевна – аспирант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: hlobystic@mail.ru

SKVORTSOVA Aleksandra N. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: hlobystic@mail.ru

ЛЫЧЕВА Кристина Александровна – лаборант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: k.lycheva@yandex.ru

LYCHEVA Kristina A. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: k.lycheva@yandex.ru

ВОЗНЯКОВСКИЙ Алексей Александрович – старший лаборант Физико-технического института имени А.Ф. Иоффе РАН.

194021, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26.

E-mail: alexey_inform@mail.ru

VOZNYAKOVSKIИ Aleksei A. – Ioffe Physical Technical Institute of the Russian Academy of Sciences.

26, Polytekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russia.

E-mail: alexey_inform@mail.ru

КОЛЬЦОВА Татьяна Сергеевна – кандидат технических наук инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: annelet@yandex.ru

KOLTSOVA Tatiana S. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: annelet@yandex.ru

DOI 10.5862/JEST/10

УДК 669.2

*А.И. Демидов, И.А. Маркелов***О ТЕРМОДИНАМИКЕ СИСТЕМЫ УГЛЕРОД–КИСЛОРОД***A.I. Demidov, I.A. Markelov***ON THE THERMODYNAMICS OF SYSTEM CARBON–OXYGEN**

Выполнены расчеты изменений энергии Гиббса, энтальпии и энтропии в зависимости от состава системы углерод (графит) – кислород в интервале температур 500–2500 К; дана оценка влияния энтальпийного и энтропийного факторов на значения энергии Гиббса системы. Проведен термодинамический анализ этой системы на основе рассчитанных значений изменения термодинамических характеристик. Установлено, что энтальпийный фактор оказывает максимальное влияние на значения изменений энергии Гиббса системы в области составов, которая отвечает оксиду углерода (IV), а энтропийный – в области составов, отвечающей оксиду углерода (II). Показано, что полученные результаты могут быть использованы при анализе явлений горения и газификации углеродсодержащего топлива, процессов получения чугуна и железа.

УГЛЕРОД; КИСЛОРОД; ОКСИД УГЛЕРОДА (II); ОКСИД УГЛЕРОДА (IV); ТЕРМОДИНАМИКА; ПОЛУЧЕНИЕ ЖЕЛЕЗА И ЧУГУНА.

Reactions between carbon and oxygen plays an important role in metallurgical processes, where the first one is used as a fuel or (and) as a reductant. In this work, thermodynamic analysis of the carbon-oxygen system is made, taking into account two reactions: $C + 1/2O_2 = CO$ and $C + O_2 = CO_2$. The system C–O is divided into three subsystems – C–CO, CO–CO₂, CO₂–O₂ – and calculations of changes in Gibbs free energy, enthalpy and entropy of each subsystem as function of composition in the temperature range 500–2500 K are made. Evaluation of influence of enthalpy and entropy factors on change in Gibbs free energy of the system is given. The thermodynamic analysis of system carbon (graphite) – oxygen on the basis of the calculated values of change of thermodynamic characteristics is carried out. It is established that the enthalpy factor has the maximum impact on values of changes of energy of Gibbs of the system in the field of structures answering to carbon oxide (IV), and entropy – in the field of structures, answering to carbon oxide (II). It is shown that the received results can be used in the analysis of the phenomena of burning and gasification of carboniferous fuel, processes of receiving cast iron and iron.

THERMODYNAMICS OF CARBON-OXYGEN SYSTEM; CARBON; OXYGEN; CARBON MONOXIDE; CARBON DIOXIDE; THERMODYNAMICS; PRODUCING IRON AND CAST IRON.

Введение

Термодинамика системы углерод – кислород представляет интерес в связи с применением углерода (кокс) в качестве топлива и восстановителя в процессах получения чугуна и железа [1–4].

Горению твердого углерода посвящено значительное число работ отечественных и зарубежных ученых. Критический обзор результатов исследований сделан в ряде работ [5–8]. Большое

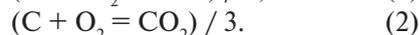
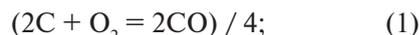
число публикаций посвящено термодинамике, кинетике и теоретическим разработкам различных схем механизма реакций горения углерода.

Рассмотрение общих термодинамических закономерностей, присущих процессам горения углерода, ограничивается анализом зависимостей величин стандартных энтальпий образования оксидов углерода (I), (II), изменений стандартной энергии Гиббса и констант равновесия реакций системы C – O от температуры.

Для дальнейшего изучения общих термодинамических закономерностей, присущих процессам горения углерода, определенный интерес представляет анализ зависимостей термодинамических характеристик системы С – О в широкой области составов – от чистого углерода до чистого кислорода.

В статье [9] нами был проведен сравнительный анализ результатов термодинамических расчетов изменения энергии Гиббса для реакций в системе С – О на 1 моль кислорода или оксида углерода (II), на 1 моль соединения продукта реакции и на 1 моль атомов исходных веществ. Анализ показал, что результаты расчетов изменений стандартной энергии Гиббса химических реакций зависят от формы записи уравнений. Поэтому было предложено проводить сравни-

тельный термодинамический анализ различных реакций при записи уравнений на 1 моль атомов исходных веществ, например:



Цель данной работы – проведение термодинамического анализа системы углерод (графит) – кислород на основе рассчитанных значений изменения термодинамических характеристик (энергия Гиббса, энтальпия и энтропия) от состава в интервале температур 500–2500 К.

Методика расчетов

Для проведения расчета изучаемую систему разделили на три подсистемы: С – СО, СО – СО₂

Таблица 1

Уравнения для расчета термодинамических характеристик в подсистемах С – СО, СО – СО₂, СО₂ – О₂*

Подсистема	Уравнения
С – СО	$\Delta H^I = x_{CO} \Delta H^\circ_{CO};$ $\Delta G^I = x_{CO} \Delta G^\circ_{CO}$
СО – СО ₂	$\Delta H^{II} = x_{CO} \Delta H^\circ_{CO} + x_{CO_2} \Delta H^\circ_{CO_2};$ $\Delta G^{II} = x_{CO} \Delta G^\circ_{CO} + x_{CO_2} \Delta G^\circ_{CO_2};$ $\Delta G_{ид} = x_{CO} RT \ln(x_{CO}) + x_{CO_2} RT \ln(x_{CO_2})$
СО ₂ – О ₂	$\Delta H^{III} = x_{CO_2} \Delta H^\circ_{CO_2};$ $\Delta G^{III} = x_{CO_2} \Delta G^\circ_{CO_2};$ $\Delta G_{ид} = x_{CO_2} RT \ln(x_{CO_2}) + x_{O_2} RT \ln(x_{O_2})$

Таблица 2

Уравнения для расчета термодинамических характеристик в системе С – О

x_O	ΔH , кДж/моль	ΔG , кДж/моль	ΔS , Дж/(моль·К)
0,000–0,500	$\Delta H = \frac{\Delta H^I}{n_\Sigma}; n_\Sigma = n_C + n_O$	$\Delta G = \frac{\Delta G^I}{n_\Sigma}$	$\Delta S = \frac{\Delta H - \Delta G}{T}$
0,500–0,667	$\Delta H = \frac{\Delta H^{II}}{n_\Sigma}$	$\Delta G = \frac{\Delta G^{II} + \Delta G_{ид.}}{n_\Sigma}$	
0,667–1,000	$\Delta H = \frac{\Delta H^{III}}{n_\Sigma}$	$\Delta G = \frac{\Delta G^{III} + \Delta G_{ид.}}{n_\Sigma}$	

* Список принятых обозначений приведен в Приложении в конце статьи

и $\text{CO}_2 - \text{O}_2$. Уравнения для расчета изменения энергии Гиббса, энтальпии и энтропии в каждой из подсистем и в системе $\text{C} - \text{O}$ представлены в табл. 1 и 2. Исходные данные для расчетов термодинамических характеристик системы взяты из справочника [10].

Расчеты и термодинамический анализ системы углерод (графит) – кислород

Результаты расчетов значений изменения термодинамических характеристик представлены в табл. 3, 4 и на рис. 1–3.

Значения термодинамических характеристик для подсистем $\text{C} - \text{CO}$, $\text{CO} - \text{CO}_2$, $\text{CO}_2 - \text{O}_2$ в зависимости от состава при 1000 и 2000 К

приведены в табл. 3. Из табл. 3 видно, что изменения энергии Гиббса при образовании идеальных газовых смесей (подсистемы II и III) вносят небольшой вклад в изменения энергии Гиббса соответствующей подсистемы. По полученным значениям термодинамических характеристик подсистем были рассчитаны изменения энергии Гиббса, энтальпии и энтропии системы $\text{C} - \text{O}$ в зависимости от состава (x_{O}) в интервале температур 500–2500 К.

Как видно из табл. 4, изменения энтальпии и энтропии системы при температурах 1000 и 2000 К близки между собой, поэтому зависимости указанных термодинамических характеристик от состава приведены только для температуры 1500 К (рис. 1, 2).

Таблица 3

Значения термодинамических параметров, кДж, для подсистем $\text{C} - \text{CO}$, $\text{CO} - \text{CO}_2$, $\text{CO}_2 - \text{O}_2$ в зависимости от состава при температурах 1000 и 2000 К

а)

Подсистема $\text{C} - \text{CO}$

x_{CO}	x_{O}	Температура, К			
		При $T = 1000$ К		При $T = 2000$ К	
		ΔH^I	ΔG^I	ΔH^I	ΔG^I
0,0	0,000	0,0	0,0	0,0	0,0
0,2	0,167	-22,4	-40,1	-23,8	-57,2
0,4	0,286	-44,8	-80,1	-47,6	-114,4
0,6	0,375	-67,2	-120,2	-71,4	-171,6
0,8	0,444	-89,5	-160,2	-95,2	-228,8
1,0	0,500	-111,9	-200,3	-118,9	-286,0

б)

Подсистема $\text{CO} - \text{CO}_2$

x_{CO_2}	x_{O}	При $T = 1000$ К			При $T = 2000$ К		
		ΔH^{II}	ΔG^{II}	$\Delta G^{\text{ид.}}$	ΔH^{II}	ΔG^{II}	$\Delta G^{\text{ид.}}$
0,0	0,500	-111,9	-200,3	0,0	-118,9	-286,0	0,0
0,2	0,545	-168,5	-239,4	-4,2	-174,6	-308,0	-8,3
0,4	0,5830	-225,1	-278,6	-5,6	-230,2	-330,0	-11,2
0,6	,615	-281,6	-317,7	-5,6	-285,9	-352,0	-11,2
0,8	0,643	-338,2	-356,8	-4,2	-341,5	-374,0	-8,3
1,0	0,667	-394,8	-395,9	0,0	-397,1	-396,0	0,0

в)

Подсистема $\text{CO}_2 - \text{O}_2$

x_{CO_2}	x_{O}	При $T = 1000$ К			При $T = 2000$ К		
		ΔH^{III}	ΔG^{III}	$\Delta G^{\text{ид.}}$	ΔH^{III}	ΔG^{III}	$\Delta G^{\text{ид.}}$
0,0	0,667	-394,8	-395,9	0	-397,1	-396,0	0,0
0,2	0,714	-315,8	-316,7	-4,2	-317,7	-316,8	-8,32
0,4	0,769	-236,9	-237,6	-5,6	-238,3	-237,6	-11,19
0,6	0,833	-157,9	-158,4	-5,6	-158,9	-158,4	-11,19
0,8	0,909	-79,0	-79,2	-4,2	-79,4	-79,2	-8,32
1,0	1,000	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

Таблица 4

Значения изменения при температурах 1000 и 2000 К энтальпии, энергии Гиббса и энтропии системы С – О в зависимости от состава

x_O	$T = 1000\text{ K}$	$T = 2000\text{ K}$	$T = 1000\text{ K}$	$T = 2000\text{ K}$	$T = 1000\text{ K}$	$T = 2000\text{ K}$
	$\Delta H, \text{ кДж/моль}$		$\Delta G, \text{ кДж/моль}$		$\Delta S, \text{ Дж/(моль} \cdot \text{K)}$	
0,000	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
0,167	-18,7	-19,8	-33,4	-47,7	14,7	13,9
0,286	-32,0	-34,0	-57,2	-81,7	25,2	23,9
0,375	-42,0	-44,6	-75,1	-107,3	33,1	31,3
0,444	-49,7	-52,9	-89,0	-127,1	39,3	37,1
0,500	-56,0	-59,5	-100,2	-143,0	44,2	41,8
0,545	-76,6	-79,4	-110,7	-143,8	34,1	32,2
0,583	-93,8	-95,9	-118,4	-142,2	24,6	23,1
0,615	-108,3	-109,9	-124,3	-139,7	16,0	14,9
0,643	-120,8	-122,0	-128,9	-136,5	8,1	7,3
0,667	-131,6	-132,4	-132,0	-132,0	0,4	-0,2
0,714	-112,8	-113,5	-114,6	-116,1	1,8	1,3
0,769	-91,1	-91,6	-93,5	-95,7	2,4	2,0
0,833	-65,8	-66,2	-68,3	-70,7	2,5	2,2
0,909	-35,9	-36,1	-37,9	-39,8	2,0	1,8
1,000	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

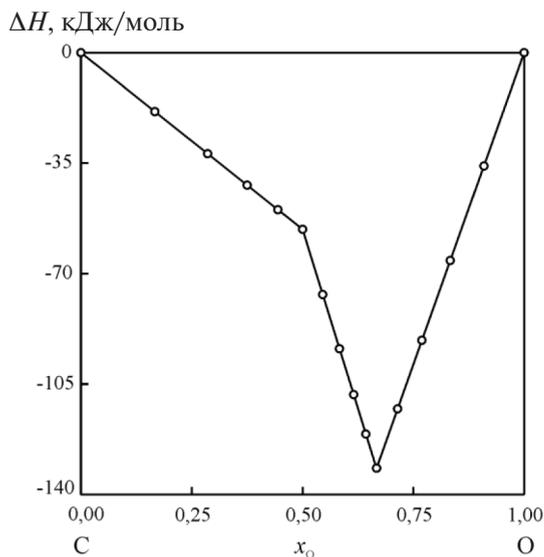


Рис. 1. Зависимость изменения энтальпии системы С – О от состава при 1500 К

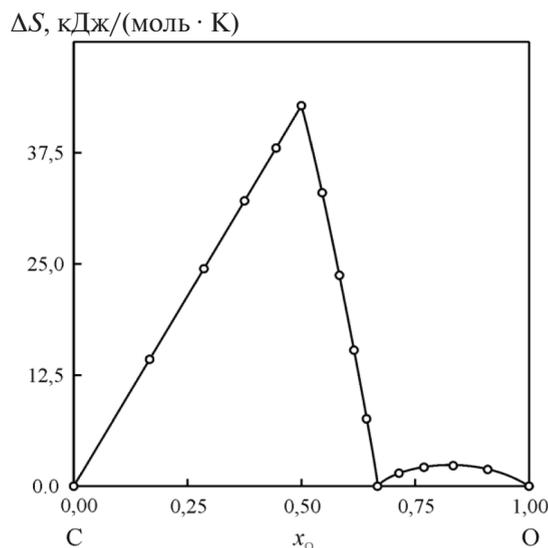


Рис. 2. Зависимость изменения энтропии системы С – О от состава при 1500 К

Изменения энтальпии системы С – О в интервале 1000–2000 К характеризуются наиболее отрицательными значениями в области составов, отвечающей оксиду углерода (IV), $x_O = 0,667$ (см. рис. 1).

Знак изменения энтропии системы зависит от индивидуальных свойств реагентов и связан

со знаком изменения объема системы [6]. Поскольку

$$\left(\frac{\partial S}{\partial V}\right)_T = \left(\frac{\partial P}{\partial T}\right)_V,$$

то в тех случаях, когда с повышением температуры при неизменном объеме давление системы

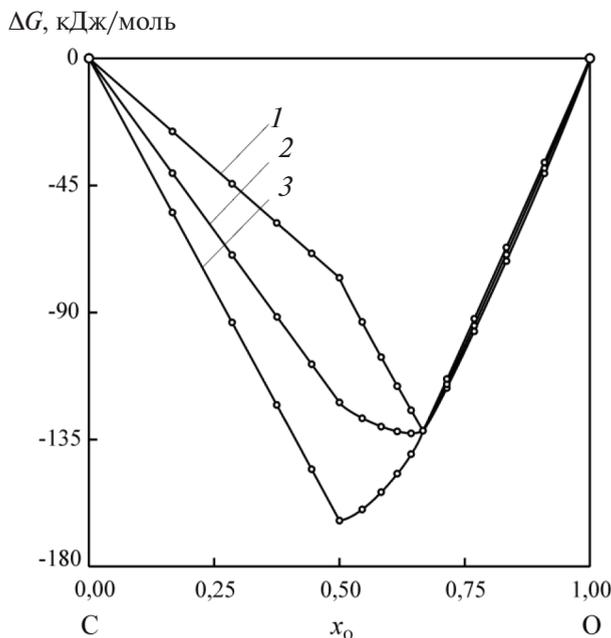


Рис. 3. Зависимость изменения энергии Гиббса системы C – O от состава при температурах 500 (1), 1500 (2), 2500 (3) К

увеличивается, энтропия растет вместе с объемом. Для достаточно разреженных газов это условие соблюдается, и во всех реакциях, в которых они принимают участие, знак ΔS будет совпадать со знаком ΔV . При этом влиянием присутствующих конденсированных фаз можно пренебречь, так как их объемы относительно малы.

При протекании реакции (1) объем системы увеличивается почти в 2 раза, а для реакции (2) изменение объема незначительно. Поэтому изменения энтропии системы характеризуются максимальными значениями для составов в области, отвечающей оксиду углерода (II), $x_{\text{O}} = 0,500$, а в области, отвечающей оксиду углерода (IV), система характеризуется минимальными значениями изменения энтропии (рис. 2).

Изменения энергии Гиббса системы в интервале 500–1500 К характеризуются наиболее отрицательными значениями для составов в области, отвечающей оксиду углерода (IV) (см. табл. 4, рис. 3). При повышении температуры T свыше 2000 К минимум смещается в область составов, близких к оксиду углерода (II). При 2500 К изменения энергии Гиббса системы минимальны в области, отвечающей оксиду углерода (II).

Таким образом, энтальпийный фактор оказывает максимальное влияние на значения изменений энергии Гиббса системы для составов, в области отвечающей оксиду углерода (IV), а энтропийный – в области, отвечающей оксиду углерода (II).

Выводы

В работе проведен термодинамический анализ системы углерод (графит) – кислород на основе рассчитанных значений изменения термодинамических характеристик (энергия Гиббса, энтальпия и энтропия) в зависимости от состава в интервале температур 500–2500 К.

Расчеты показывают, что энтальпийный фактор оказывает максимальное влияние на значения изменений энергии Гиббса системы в области составов, отвечающей оксиду углерода (IV), а энтропийный – в области, отвечающей оксиду углерода (II).

Полученные результаты могут быть использованы при анализе явлений горения и газификации углеродсодержащего топлива, процессов получения чугуна и железа.

Приложение

Условные сокращения и обозначения

- x_{O} – мольная доля атомов кислорода;
- x_{CO} – мольная доля оксида углерода (II);
- x_{CO_2} – мольная доля оксида углерода (IV);
- n_{C} – число молей углерода;
- n_{O} – число молей атомов кислорода;
- n_{Σ} – сумма числа молей углерода и кислорода;
- $\Delta H^{\circ}_{\text{CO}}$ – стандартная энтальпия образования оксида углерода (II), кДж;
- $\Delta H^{\circ}_{\text{CO}_2}$ – стандартная энтальпия образования оксида углерода (IV), кДж;
- $\Delta H_{\text{I}}, \Delta H_{\text{II}}, \Delta H_{\text{III}}$ – изменение энтальпии в подсистеме C – CO, CO – CO₂, CO₂ – O₂, соответственно;
- ΔH – изменение энтальпии системы, кДж;
- $\Delta G^{\circ}_{\text{CO}}$ – стандартная энергия Гиббса образования оксида углерода (II), кДж;
- $\Delta G^{\circ}_{\text{CO}_2}$ – стандартная энергия Гиббса образования оксида углерода (IV), кДж;
- $\Delta G_{\text{I}}, \Delta G_{\text{II}}, \Delta G_{\text{III}}$ – изменение энергии Гиббса соответственно в подсистемах C – CO, CO – CO₂, CO₂ – O₂;

$\Delta G_{\text{ид}}$ – изменение энергии Гиббса при образовании идеальной газовой смеси, кДж;
 ΔG – энергия Гиббса системы, кДж;
 ΔS – изменение энтропии системы, Дж/(моль·К);

ΔV – изменение объема системы, м³;
 T – температура, К;
 $R = 8,314$ – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Вегман Е.Ф., Жеребин Б.Н., Похвиснев А.Н. [и др.]** *Металлургия чугуна: Учебник для вузов / Под ред. Ю.С. Юсфина. 3-е изд., перераб. и доп.* М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. 774 с.
2. **Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф.** *Металлургия железа: учебник для вузов.* М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 464 с.
3. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** *Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов.* СПб: Наука, 2006. 363 с.
4. **Краснов К.С.** *Физическая химия: Термодинамика. Т. 1. Строение вещества.* М.: Высшая школа, 1995. 512 с.
5. **Лавров Н.В.** *Физико-химические основы процесса горения топлива.* М.: Наука, 1971. 272 с.
6. **Есин О.А., Гельд П.В.** *Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч.1. Реакции между газообразными и твердыми фазами.* Свердловск–Москва: Metallurgizdat, 1950. 510 с.
7. **Ростовцев С.Т.** *Теория металлургических процессов.* М.: Metallurgizdat, 1956. 515 с.
8. **Мальцев В.М., Мальцев М.И., Кашпоров М.Я.** *Основные характеристики горения.* М.: Химия, 1977. 320 с.
9. **Демидов А.И., Маркелов И.А.** *Термодинамика взаимодействия углерода с кислородом // Журнал прикл. химии. 2005. Т. 78, № 5. С. 721–724.*
10. **Barin I., Knacke O.** *Thermochemical properties of Inorganic Substances / With a preface by O. Kubaschewski.* Berlin, New York: Springer-Verlag, 1973. 921 p.

REFERENCES

1. **Vegman Ye.F., Zherebin B.N., Pokhvisnev A.N. [i dr.]** *Metallurgiya chuguna: uchebnik dlya vuzov [Cast iron metallurgy: the textbook for higher education institutions] / Pod red. Yu.S. Yusfina. 3-ye izd., pererab. i dop.* M.: IKTs «Akademkniga», 2004. – 774 s. (rus.)
2. **Yusfin Yu.S., Pashkov N.F.** *Metallurgiya zheleza: uchebnik dlya vuzov [Iron metallurgy: the textbook for higher education institutions].* M.: IKTs «Akademkniga», 2007. 464 s. (rus.)
3. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** *Struktura. Entropiya. Fazovyie prevrashcheniya i svoystva metallov [Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metals].* SPb: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)
4. **Krasnov K.S.** *Fizicheskaya khimiya: Termodinamika. T. 1. Stroyeniye veshchestva. [Physical chemistry / Thermodynamics. V. 1. Substance structure].* M.: Vysshaya shkola, 1995. 512 s. (rus.)
5. **Lavrov N.V.** *Fiziko-khimicheskiye osnovy protsessa goreniya topliva [Physical and chemical bases of process of burning of fuel].* M.: Nauka, 1971. 272 s. (rus.)
6. **Yesin O.A., Geld P.V.** *Fizicheskaya khimiya pirometallurgicheskikh protsessov. Ch.1. Reaktsii mezhdz gazoobraznymi i tverdymi fazami [Physical chemistry of pyrometallurgical processes. P.1. Reactions between gaseous and firm phases].* Sverdlovsk – Moskva: Metallurgizdat, 1950. 510 s. (rus.)
7. **Rostovtsev S.T.** *Teoriya metallurgicheskikh protsessov [Theory of metallurgical processes].* M.: Metallurgizdat, 1956. 515 s. (rus.)
8. **Maltsev V.M., Maltsev M.I., Kashporov M. Ya.** *Osnovnyye kharakteristiki goreniya [Main characteristics of burning].* M.: Khimiya, 1977. 320 s. (rus.)
9. **Demidov A.I., Markelov I.A.** *Termodinamika vzaimodeystviya ugleroda s kislorodom [Thermodynamics of interaction of carbon with oxygen].* *Zhurnal prikl. khimii.* 2005. T. 78, № 5. S. 721–724. (rus.)
10. **Barin I., Knacke O.** *Thermochemical properties of Inorganic Substances / With a preface by O. Kubaschewski.* Berlin, New York: Springer-Verlag, 1973. 921 p. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ДЕМИДОВ Александр Иванович – доктор химических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: demidov1902@gmail.com

DEMIDOV Aleksandr I. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: demidov1902@gmail.com

МАРКЕЛОВ Илья Александрович – аспирант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: markelov-ia@yandex.ru

MARKELOV Ilya A. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: markelov-ia@yandex.ru

DOI 10.5862/JEST/11
УДК 621.74.01:669.14

Л.Ю. Добош, В.М. Голод

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТРОЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

L.Yu. Dobosh, V.M. Golod

MODELING THE MICROSTRUCTURE OF TERNARY ALUMINIUM ALLOYS NON-EQUILIBRIUM CRYSTALLIZATION

Представлены результаты расчета параметров микроstructures, формирующейся при различных условиях кристаллизации многокомпонентных алюминиевых сплавов, полученные с помощью разработанной численной модели. Модель основана на системной взаимосвязи тепловых, кристаллизационных и диффузионных процессов и учитывает результаты термодинамического моделирования фазовых превращений. Построен фрагмент поверхности ликвидуса системы Al-Cu-Mg, определены области формирования различных структурных составляющих и влияние на их состав содержания компонентов при равновесных условиях и при полном подавлении диффузии в твердой фазе. Исследовано влияние состава сплавов Al-Cu-Mg и условий их затвердевания на кинетику формирования, количество и параметры структурных составляющих. Показана адекватность предложенной численной модели для прогнозирования параметров микроstructures на основе сопоставления экспериментальных и расчетных данных при различной скорости охлаждения и составе алюминиевых сплавов.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ; КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ; СОСТАВ ЖИДКОЙ ФАЗЫ; ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ; ДЕНДРИТЫ И ЭВТЕКТИКА.

The results of calculation of parameters of the microstructure formed under different conditions of crystallization of multicomponent aluminum alloys are shown, obtained by the numerical model. The model is based on the system the relationship of heat, diffusion and crystallization processes and considers the results of thermodynamic modeling of phase transformations. Fragment of the liquidus surface of the system Al-Cu-Mg built, identifies areas of formation of various structural components and influence on their composition of components under equilibrium conditions and complete suppression of diffusion in the solid phase. The influence of the composition of the alloys Al-Cu-Mg and conditions of crystallization on the kinetics of formation, quantity and parameters of structural components was investigated. The adequacy of the proposed numerical model to predict the microstructure parameters was shown by comparison of experimental and calculated data at different cooling rate and composition of aluminum alloys.

CRISTALLIZATION OF ALLUMINIUM ALLOYS, COMPUTER MODELING; COMPOSITION OF LIQUID PHASE; MICROSTRUCTURE PARAMETERS; DENDRITES AND EUTECTIC.

Введение

Кристаллизация литейных алюминиевых сплавов в производственных условиях в боль-

шинстве случаев протекает неравновесно с частичной диффузией в твердой фазе. Их микроstructure состоит преимущественно из дендритов твердого раствора на основе алюми-

ния, а также выделений эвтектики и некоторых интерметаллидов, которые располагаются в междендритных пространствах. Формирование дендритной структуры находится в тесной зависимости от интенсивности тепловых и диффузионных процессов, а ее прогнозирование дает возможность достижения необходимых механических и эксплуатационных свойств, поскольку от величины междусосных промежутков дендритов зависят размеры и расположение газовых и неметаллических включений, морфология газосодержащей микропористости, развитие дендритной ликвации в отливках и слитках [1–3 и др.]. Наряду с экспериментальными исследованиями [4–7], важным инструментом для обеспечения качества отливок служит компьютерное моделирование литейных процессов [8–10], результаты которого позволяют реализовать научно обоснованное воздействие на параметры формирующейся микроstructures.

Цель работы – прогнозирование параметров микроstructures тройных сплавов Al-Cu-Mg, формирующейся при неравновесных условиях кристаллизации, с использованием разработанной компьютерной модели [11–12, 13], базирующейся на механизме диффузионной коалесценции дендритной структуры и принципе аддитивного влияния компонентов сплава на процесс кристаллизации.

Обзор исследований, посвященных расчету вторичных междусосных промежутков дендритов λ_2 [4–10, 14–16], привел к выводу что среди пред-

лагаемых моделей нет достоверного обобщения, которое могло бы показывать степень влияния компонентов и параметров кристаллизации на формирующуюся микроstructure (рис. 1).

Приводимые результаты многократно различаются по величине λ_2 как при разном содержании легирующего компонента (рис. 1, а), так и для близких по составу сплавов (рис. 1, б), что свидетельствует об актуальности рассматриваемого вопроса.

Методика выполнения работы

Прогнозирование параметров микроstructures алюминиевых сплавов осуществлено с помощью системной численной модели, представляющей процесс неравновесной кристаллизации литейных алюминиевых сплавов в **мезомасштабном** объеме сплава, для которого характерно равномерное распределение температуры и концентрации остаточного расплава, в условиях значительного подавления **микромасштабной** диффузии компонентов твердой фазы [11] и эффективного протекания диффузионной коалесценции вторичных ветвей дендритов [17]. Для этого решали систему дифференциальных уравнений, описывающих взаимосвязанное изменение состава жидкой фазы $C^L(m)$ (согласно преобразованному уравнению Онака [12]), темпа выделения твердой фазы $\mu(t) = \frac{dm}{dt}$ и величины вторичных междусосных промежутков $\lambda_2(C^L, \tau)$ дендритов твердого раствора (Al). Системная взаимо-

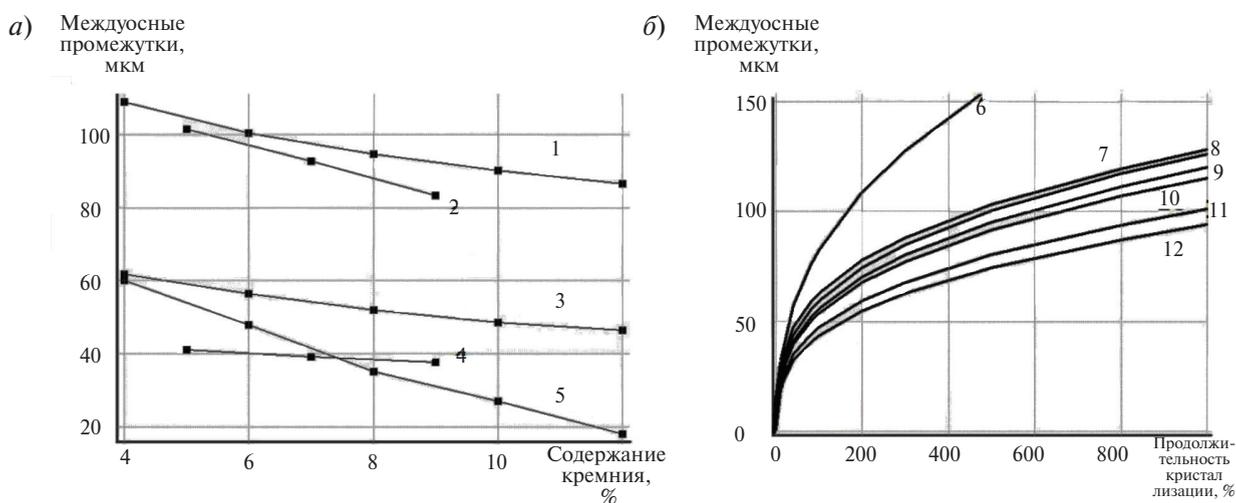


Рис. 1. Расчетные структурные характеристики в сплавах Al-Si (а) [14–16] и Al-(4,5-5) %Cu (б) [4–10]

связь используемых уравнений заключается в том, что ход кристаллизации и ее морфология находятся в зависимости от характера диффузионных процессов и темпа выделения твердой фазы μ , которые определяют изменение состава жидкой фазы C^L и кинетику изменения термодинамических и геометрических условий протекания диффузии λ_2 , поскольку на межфазной границе происходит перераспределение компонентов между фазами.

Для анализа структуры многокомпонентных сплавов, содержащих двойную и/или тройную эвтектику, использовали модель Джексона – Ханта [18] и ее модернизированный аналог для тройных систем [19], в которых отражена взаимосвязь между скоростью ϑ роста эвтектических колоний и величиной λ_c межпластинчатых расстояний:

$$\lambda_c^2 = K_2 / (K_1 \vartheta), \quad (1)$$

где K_1, K_2 – коэффициенты, которые зависят от ряда термодинамических и кинетических характеристик фаз, образующих эвтектику [18, 19].

Информационное обеспечение расчетов, наряду с адекватностью разработанной численной модели, является важным условием, позволяющим повысить достоверность получаемых результатов. Определение физико-химических параметров сплава (коэффициент распределения k , тангенс угла наклона линии ликвидуса p) на каждом шаге расчетов осуществляли за счет использования в разработанной численной модели данных термодинамического моделирования, полученных с помощью программного комплекса POLYTHERM [12], что позволило учесть проявление температурной зависимости указанных параметров. Температурную зависимость коэффициентов диффузии легирующих компонентов в твердой и жидкой фазах рассчитывали согласно уравнению Аррениуса

$$D_i(T) = (D_0)_i \exp(-Q_i/RT), \quad (2)$$

где Q_i – энергия активации диффузии i -го компонента; $(D_0)_i$ – параметр, не зависящий от температуры T ; R – универсальная газовая постоянная. Значения коэффициентов D_0 и Q для различных элементов, используемые при расчетах, принимали согласно [20].

Экспериментальную оценку параметров дендритной и эвтектической микроструктуры проводили при металлографическом исследовании литых образцов из сплавов Al-5%Cu-(0-5)%Mg

и АК12 (Al-10,5%Si-0,1%Cu-0,2%Fe), структура которого содержит значительное (более 60 %) количество эвтектики. Скорость охлаждения отливок варьировали за счет использования песчано-глинистых и металлических форм для получения отливок цилиндрической и прямоугольной конфигурации с приведенной толщиной от 2,5 до 17 мм. Для проведения термического анализа в отливках были установлены хромель-алюмелевые термопары, фиксирующие происходящее в процессе кристаллизации изменения температуры в осевой части отливки и у ее поверхности. Перегрев сплавов при заливке составлял 100–120 °С.

Оценку микроструктуры проводили на световом оптическом микроскопе *Leica DMI 5000* в диапазоне увеличений $\times 50$ – 200 с использованием программы количественной обработки данных *Thixomet PRO*. В полученных образцах вблизи термического центра отливки измеряли вторичные междуосные промежутки дендритов λ_2 , а также (в образцах из сплава АК12) размеры межпластинчатых расстояний в эвтектике λ_c . Количество измерений, выполненных в нескольких полях зрения, составляло не менее 100 для каждого образца [11].

Результаты моделирования

Термодинамическое моделирование хода застывания трехкомпонентных сплавов Al-Cu-Mg использовали для построения фрагмента поверхности ликвидуса данной системы (рис. 3) и получения уравнений, описывающих линии

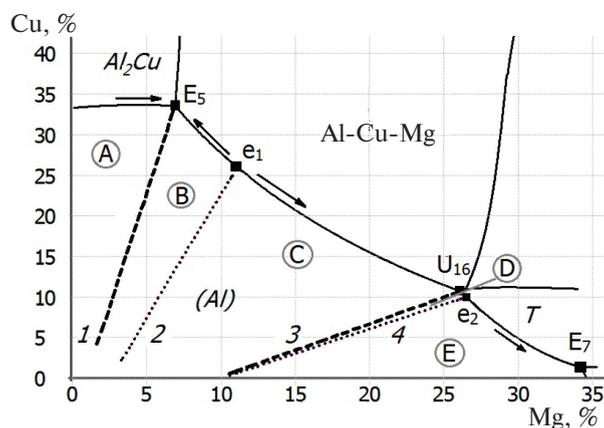


Рис. 3. Области формирования различных структурных составляющих и их разграничительные линии (пунктир) при равновесной кристаллизации сплавов системы Al-Cu-Mg

Таблица 1

Области выделения структурных составляющих и разграничительные линии на проекции поверхности ликвидуса системы Al-Cu-Mg (при Cu ≤ 33% и Mg ≤ 34%)

Обозначение разграничительной линии тройной диаграммы (рис. 3)	Область на поверхности ликвидуса (рис. 3)	Структурные составляющие	Статистическая модель разграничительной линии
1	A	(Al) + Al ₂ Cu + E ₅	$C_{Cu}^L = 5,62 C_{Mg}^L - 5,21$
	B	(Al) + Al ₂ CuMg + E ₅	
2	B	(Al) + Al ₂ CuMg + E ₅	$C_{Cu}^L = 3,07 C_{Mg}^L - 7,91$
	C	(Al) + Al ₂ CuMg + U ₁₆	
3	C	(Al) + Al ₂ CuMg + U ₁₆	$C_{Cu}^L = 0,66 C_{Mg}^L - 6,47$
	D	(Al) + T + U ₁₆	
4	D	(Al) + T + U ₁₆	$C_{Cu}^L = 0,61 C_{Mg}^L - 6,07$
	E	(Al) + T + E ₇	

Примечание: E₅ = (Al)+Al₂Cu+Al₂CuMg; U₁₆ = (Al)+Al₂CuMg+T; E₇ = (Al)+T+β – составы тройной эвтектики [21]; e₁ = (Al)+Al₂CuMg; e₂ = (Al)+T – составы псевдобинарной эвтектики (точки «перевала») [22]

тальвегов двойных эвтектик, согласно которым происходит покомпонентное изменение состава жидкой фазы. Также были получены статистические модели линий, разграничивающих при кристаллизации сплавов области формирования различных структурных составляющих (табл. 1).

Важными границами при структурообразовании сплавов Al-Cu-Mg на поверхности ликвидуса являются линии 2 и 4, отмечающие точки «перевала» (e₁ и e₂) и разделяющие области выделения соседних тройных эвтектик (E₅ и U₁₆, а также U₁₆ и E₇ соответственно). Структура сплавов, в которых исходное содержание компонентов соответствует линиям 1 и 3, при равновесной кристаллизации состоит из первичного твердого раствора (Al) и тройной эвтектики (E₅ или U₁₆). В сплавах с исходным составом, отличающимся от линий 1 и 3, формируется различная по составу двойная эвтектика: в области А – (Al)+Al₂Cu, в областях В и С – (Al)+Al₂CuMg, в областях D и E – (Al)+T.

Сравнительное термодинамическое моделирование, представленное в виде графиков на рис. 4, отражает влияние содержания магния в сплавах Al-4,5 %Cu-(0,1–16)%Mg, на количество структурных составляющих, выделяющихся при равновесной (рис. 4, а) и неравновесной (рис. 4,

б) кристаллизации. Как видно из представленных графиков, увеличение содержания магния в сплавах, несмотря на значительное различие условий кристаллизации (рис. 4, а, б), приводит к постепенному и практически одинаковому снижению количества твердого раствора (Al), а наибольшие различия в соотношении структурных составляющих связаны с количеством и составом эвтектики, формирующейся после выделения (Al).

В равновесных условиях (рис. 4, а) двойная эвтектика (Al)+Al₂-Cu в области А появляется при 1 % Mg и ее количество m_e^b незначительно увеличивается, достигая максимальной величины (0,015) при 1,6 % Mg, после чего уменьшается соответственно возрастанию доли m_e^a тройной эвтектики E₅. В областях В и С образуется двойная эвтектика (Al)+Al₂-Cu-Mg, наибольшее количество которой (0,26) выделяется при 11,1 % Mg, а затем с ростом количества тройной эвтектики U₁₆ падает до 0 при 16 % Mg, когда состав сплава выходит на линию 3 (рис. 3).

При кристаллизации в условиях полного подавления диффузии в твердой фазе (рис. 4, б) изменение доли двойных и тройных эвтектик выражено более значительно. В области А с увеличением содержания магния понижается коли-

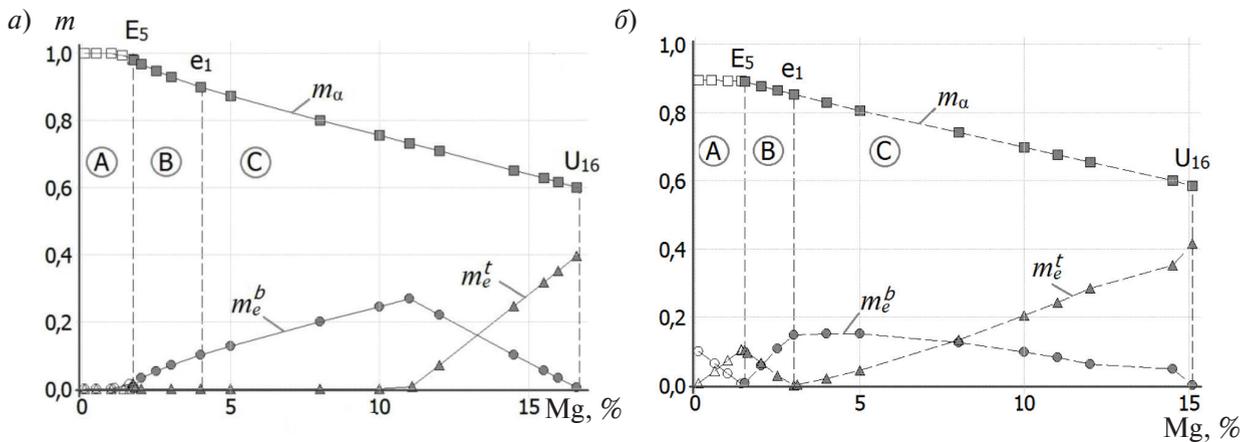


Рис. 4. Влияние содержания магния в сплавах Al-4,5 %Cu-Mg на долю структурных составляющих m_α , m_e^b , m_e^t при равновесных условиях кристаллизации (а) и полном подавлении диффузии в твердой фазе (б). Пунктирные линии разделяют области изменения фазового состава двойной эвтектики (\bullet) E_5 , U_{16} (линии 1 и 3 на рис. 3) и тройной эвтектики (\blacktriangle) e_1 (линия 2 на рис. 3)

чество двойной эвтектики (Al)+Al₂-Cu и происходит соответствующее увеличение доли тройной эвтектики E_5 . Эта же тройная эвтектика формируется в области В и ее доля уменьшается до 0 при 3 % Mg, что соответствует точке псевдобинарной эвтектики e_1 , которая отмечает границу, соответствующую изменению состава тройной эвтектики. Доля двойной эвтектики (Al)+Al₂-Cu-Mg в области В с увеличением содержания магния постепенно увеличивается (от 0 до 0,15), а затем, достигнув максимума при переходе в область С (точка e_1), начинает снижаться с появлением в структуре тройной эвтектики U_{16} и увеличением ее доли.

Условия, когда диффузия в твердой фазе протекает полностью ($D^S \rightarrow \infty$) либо полностью подавлена ($D^S = 0$), отвечают соответственно равновесным и предельно неравновесным условиям кристаллизации. При частичной диффузии в твердой фазе ($0 < D^S < \infty$), что наиболее характерно для реальных условий кристаллизации алюминиевых сплавов [13], зависимости $m=f(C_{Mg}^L)$ занимают промежуточное положение между линиями, соответствующими равновесным (рис. 4, а) и предельно неравновесным (рис. 4, б) условиям кристаллизации. Кинетический параметр σ , используемый при моделировании процесса кристаллизации [13] и определяемый как

$$\sigma_i = \frac{2\alpha_i}{1+2\alpha_i}; \quad \alpha_i = \frac{8D_i^S \tau_{LS}}{\lambda_2^2}, \quad (3)$$

позволяет количественно оценивать и учитывать реальную интенсивность диффузионного переноса компонентов в твердой фазе D^S при взаимосвязанных изменениях параметров дендритной структуры (λ_2) и интенсивности теплообмена при кристаллизации (τ_{LS}).

Расчет параметров дендритной микроструктуры был выполнен для сплавов Al-4,5%Cu-(0,1–16)%Mg, кристаллизующихся в условиях частичной диффузии в твердой фазе при заданной характерной полной продолжительности процесса $\tau_{LS} = 500$ с, что отвечает значению безразмерного параметра $\sigma \approx 0,5$.

При увеличении концентрации магния от 0,1 до 1,5 %, что соответствует области А на рис. 3, доля первичного твердого раствора ($m_\alpha \approx 0,90$) и продолжительность его выделения ($\tau_\alpha \approx 410$ с) практически не изменяются, в то время как конечная величина междуосных промежутков дендритов λ_2 уменьшается от 215 до 90 мкм. Это связано с комплексным влиянием физико-химических параметров, в частности с подавлением диффузии в твердой фазе, которое усиливается с увеличением содержания магния из-за соответствующего понижения коэффициента диффузии [20]. При дальнейшем повышении концентрации магния от 1,5 до 16 % (в областях В и С на поверхности ликвидуса) доля m_α сокращается до 0,65, а продолжительность выделения твердого раствора τ_α – до 168 с, при этом уменьшение конечной величины λ_2 происходит с меньшим темпом (от 90 до 35 мкм).

Добавка меди в сплав с постоянным содержанием магния ($C_{Mg}^0 = 4,5 \%$) оказывает аналогичное влияние на изменение соотношения структурных составляющих:

при $(0,1-1) \%$ Cu (область С, двойная эвтектика (Al)+T), $\tau_\alpha \approx 470$ с) λ_2 уменьшается от 230 до 110 мкм;

при $(1-16) \%$ Cu (область В, двойная эвтектика (Al)+Al₂CuMg) τ_α уменьшается до 86 с, λ_2 уменьшается от 110 до 30 мкм.

Полученные результаты показывают, что в рассмотренной системе Al-Cu-Mg с увеличением исходного содержания как меди, так и магния, наблюдается похожий характер изменения продолжительности выделения первичного твердого раствора τ_α и величины междуосных промежутков дендритов λ_2 . В исследованной тройной системе это свидетельствует об аддитивном характере влияния компонентов на формирующуюся микроструктуру в условиях коалесценции, которая зависит от термодинамических параметров сплава и диффузионной подвижности легирующих компонентов.

Результаты экспериментального исследования

Типичная микроструктура в поперечном сечении исследованных сплавов, приведенная на рис. 5, представляет собой дендриты твердого раствора на основе алюминия (Al) и находящуюся в междендритных промежутках эвтектику.

Используя в разработанной численной модели значения полной продолжительности кристаллизации τ_{LS} в осевой части отливок [23], экспериментально определенные по термическим

кривым рассчитали соответствующие конечные значения междуосных промежутков дендритов λ_2 и межпластинчатые расстояния в эвтектике λ_e .

Как видно из приведенных в табл. 2 данных, средние значения параметров микроструктуры алюминиевых сплавов, рассчитанные с помощью численной модели и полученные экспериментально, хорошо согласуются между собой (в пределах приведенной статистической погрешности эксперимента). При ускоренной кристаллизации сплавов в металлическом кокиле (12–16с) добавка магния мало влияет на изменение величины междуосных промежутков дендритов, а наблюдаемые отличия могут быть связаны с погрешностью измерений. При более длительной кристаллизации сплавов в песчаной форме (750–1200 с) добавка магния при увеличении интенсивности диффузии в твердой фазе в совокупности с изменением физико-химических параметров компонентов сплава (k_i, p_i) интенсифицирует процесс коалесценции и вызывает уменьшение величины междуосных промежутков.

Выполненное сопоставление по средним значениям λ_2 и λ_e дополнительно выявило локальную (в микромасштабе) неоднородность структуры ($\pm\sigma_1$ намного превышает погрешность измерений), вклад которой, оцениваемый величиной коэффициента вариации $V=\sigma_1/(\lambda_2)_{cp}$, составляет $\pm(0,20-0,30)$, что было ранее выявлено и в стали [24]. В сочетании с различной продолжительностью затвердевания по сечению отливки это обуславливает значительный размах параметров микроструктуры также и в макромасштабе.

Таблица 2

Экспериментальные и расчетные значения междуосных промежутков дендритов λ_2 и межпластинчатых расстояний в эвтектике λ_e при различной продолжительности затвердевания отливок τ_{LS}

Сплав	τ_{LS} , с (экспер.)	λ , мкм (расчет)		$\lambda_{cp} \pm \sigma_1$, мкм (экспер.)		Стандартная ошибка измерений λ_{cp} , мкм	
		λ_2	λ_e	λ_2	λ_e	λ_2	λ_e
Al-5 %Cu	13	17,4	-	13,9±3,4	-	0,2	-
	752	91,6	-	93,1±17,5	-	1,7	-
Al-5 %Cu-5 %Mg	16	16,7	-	14,1±2,7	-	0,3	-
	1020	73,8	-	77,2±14,3	-	1,4	-
AK12	12	17,4	2,3	16,1±4,8	2,7±0,9	0,5	0,1
	1160	95,7	14,1	96,2±17,9	17,9±4,8	2,1	0,6

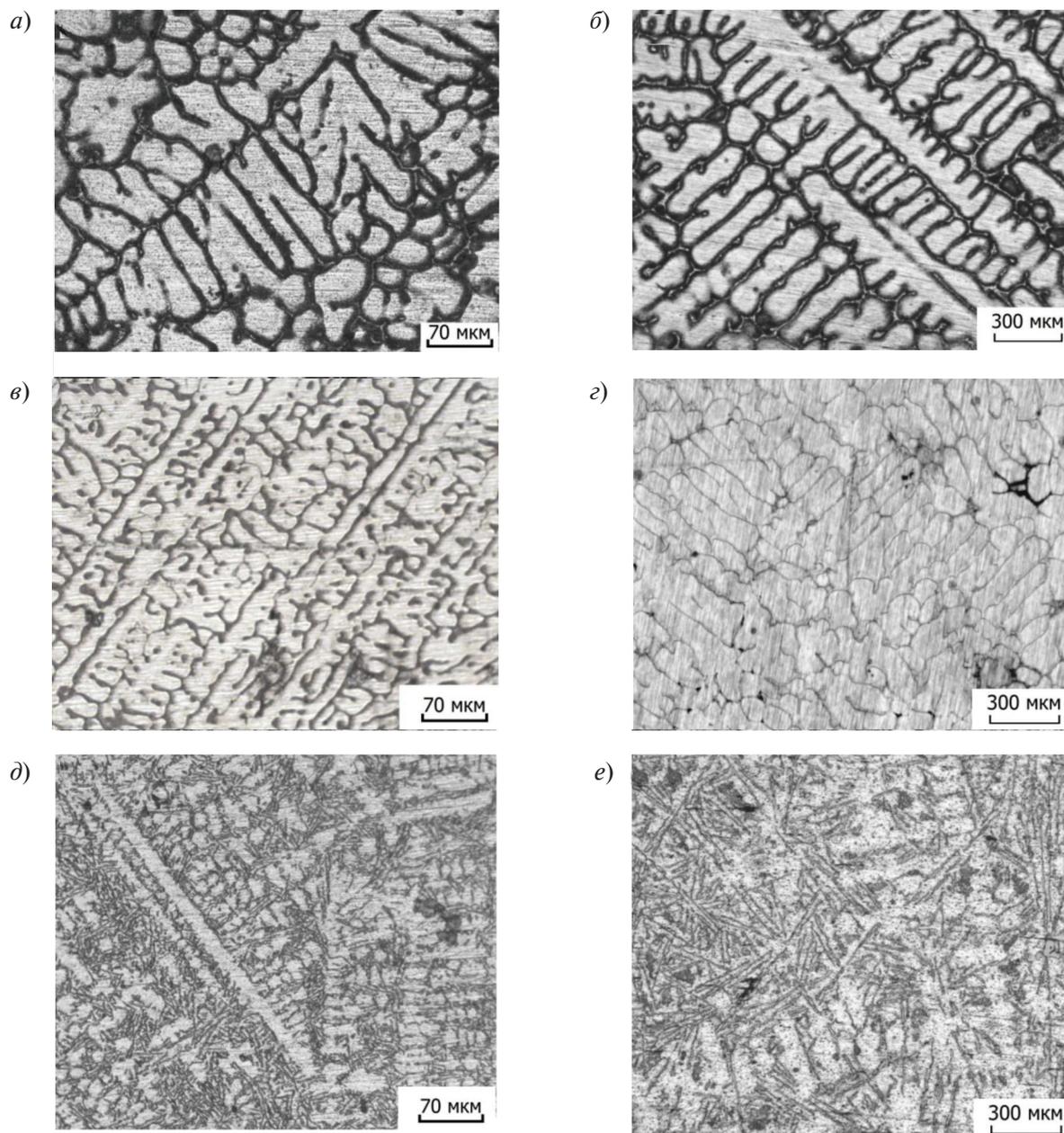


Рис. 5. Микроструктура сплавов Al-5%Cu (а, б), Al-5%Cu-5 %Mg (в, г) и АК12(д, е), кристаллизующихся в металлическом кокиле (а, в, д) и песчаной форме (б, г, е)

Для определения локальной продолжительности процесса кристаллизации образцов τ_{LS} , в которых не были установлены термпары, с помощью программы POLYCAST был выполнен расчет их затвердевания. В качестве исходных данных использовали результаты химического анализа образцов, а также построенные в системе SOLIDWORKS трехмерные геометрические модели отливок, что позволило получить сведе-

ния о распределении температур в отливках и продолжительности их затвердевания вдоль трех координатных осей. С использованием полученных значений τ_{LS} и экспериментально определенных средних значений $(\lambda_2)_{cp}$ были построены статистические модели для расчета величины междуосных промежутков дендритов в экспериментально исследованных сплавах (табл. 3).

Таблица 3

Статистические модели для расчета междоусных промежутков дендритов в исследованных сплавах

Сплав	Уравнение $\lambda_2 = k_1 \tau_{LS}^{n_1}$	Коэффициент корреляции R	Стандартная ошибка коэффициентов уравнения	
			$\pm k_1$	$\pm n_1$
Al-5 % Cu	$\lambda_2 = 7,45\tau^{0,37}$	0,899	1,08	0,02
Al-5 % Cu-5 % Mg	$\lambda_2 = 4,51\tau^{0,41}$	0,963	1,05	0,01
AK12	$\lambda_2 = 6,30\tau^{0,39}$	0,899	1,09	0,02

Приведенные модели имеют высокий коэффициент корреляции R и хорошо согласуются со значением степенного коэффициента $n_1 \approx 0,33$, что отвечает теоретической зависимости для диффузионной коалесценции в эмпирическом степенном выражении $\lambda_2 = k_1 \tau_{LS}^{n_1}$ [12].

Заключение

Полученные результаты позволяют утверждать, что в системе Al-4,5% Cu-Mg увеличение исходного содержания магния от 0,1 до 16 % приводит к измельчению дендритной структуры. Если сплав находится в области А, где после формирования твердого раствора (Al) выделяется двойная эвтектика (Al)+Al₂-Cu, то добавка магния приводит к более интенсивному измельчению дендритной структуры, чем в сплавах из области В, где после (Al) выделяется двойная эвтектика (Al)+Al₂-Cu-Mg и с увеличением ис-

ходного содержания магния также отмечается сокращение доли твердого раствора и длительности процесса коалесценции. Методические погрешности, выявленные при обзоре существующих методов, были учтены в данной работе. Точность и адекватность модели, подтвержденная на примерах тройных и многокомпонентных сплавов при удовлетворительном согласии расчетных параметров микроструктуры с экспериментальными данными позволяет применять ее как аппарат для численного моделирования процесса формирования дендритных и эвтектических структурных составляющих при неравновесной кристаллизации, которые являются важными параметрами при исследовании микроструктуры. Таким образом, использование разработанной модели дает возможность регулирования условий для получения оптимальной микроструктуры с целью обеспечения необходимых механических свойств литых изделий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Çadirli E. Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys // *Met. Mater. Int.* 2013. Vol. 19, № 3. P. 411–422.
2. Kaya H. [et al.] Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys // *Applied Surface Science.* 2008. Vol. 255. P. 3071–3078.
3. Khan S. [et al.] Hardness and mechanical property relationships in directionally solidified aluminium-silicon eutectic alloys with different silicon morphologies // *J. Mater. Sci.* 1993. Vol. 28. P. 5957–5962.
4. Eskin D.G., Savran V.I., Katgerman L. Effects of melt temperature and casting speed on the structure and defect formation during direct-chill casting of an Al-Cu alloy // *Metall. Mater. Trans.* 2005. Vol. 36A. P. 1965–1976.
5. Mori N., Ogi K., Matsuda K. The secondary arm spacing of dendrite in Al-Cu base alloys // *J. Japan Inst. Metals.* 1976. Vol. 40. P. 406–411.
6. Kasperovich G. [et al.] Microsegregation during solidification of an Al-binary alloy at largely different cooling rates (0.01 to 20 000 K/s): modeling and experiment study // *Metall. Mater. Trans.* 2008. Vol. 39A. P. 1183–1191.
7. Mortensen A. On the rate of dendrite arm coarsening // *Metall. Mater. Trans.* 1991. Vol. 22A. P. 569–574.
8. Zhu M.F., Hong C.P., Stefanescu D.M., Chang Y.A. Computational modeling of microstructure evolution in solidification of aluminum alloys // *Metall. Trans.* 2007. Vol. 38B. P. 517–524.
9. Roosz A., Halder E., Exner H.E. Numerical calculation of microsegregation in coarsened dendritic microstructures // *Mater. Sci. Techn.* 1986. Vol. 2. P. 1149–1155.

10. **Voller V.R.** A semi-analytical model of microsegregation and coarsening in a binary alloy // *Journal of crystal growth*. 1999. Vol. 197. P. 333–340.

11. **Добош Л.Ю., Голод В.М.** Влияние состава многокомпонентных алюминиевых сплавов на величину вторичных междоузных промежутков дендритов // *Литейщик России*. 2013. № 3. С. 35–39.

12. **Голод В.М., Савельев К.Д., Басин А.С.** Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. 372 с.

13. **Добош Л.Ю., Голод В.М.** Оценка адекватности модели аддитивного влияния компонентов на кристаллизацию алюминиевых сплавов // *Труды 10 МНПК. Литейное производство сегодня и завтра*. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2014. С. 366–376.

14. **Ronto V., Roosz A.** Numerical simulation of dendrite arm coarsening in case of ternary Al alloys // *Materials Science Forum*. 2003. Vol. 414–415. P. 483–490.

15. **Spinelli J.E., Peres M.D., Garcia A.** Thermosolutal convective effects on dendritic array spacings in downward transient directional solidification of Al-Si alloys // *Journal of alloys and compounds*. 2005. Vol. 403. P. 228–238.

16. **Grugel R.N.** Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys // *J. Mater. Sci.* 1993. Vol. 28. P. 677–683.

17. **Han Q., Hu H., Zhong X.** Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys // *Metall. Mater. Trans.* 1997. Vol. 28B, № 6. P. 1185–1187.

18. **Jackson K.A., Hunt J.D.** Lamellar and rod eutectic growth // *Transactions of the metallurgical society of AIME*. 1966. Vol. 236. P. 1129–1142.

19. **Himemiya T., Umeda T.** Three-phase planar eutectic growth models for a ternary eutectic system // *Materials Transactions, JIM*. 1999. Vol. 40, № 7. P. 665–674.

20. **Yong Du [et al.]** Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation // *Mater. Sci. Eng.* 2003. Vol. 363A. P. 140–151.

21. **Effenberg G., Ilyenko S.** Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data • Light Metal Systems. Part 2 // *Aluminium – Copper – Magnesium, Landolt-Börnstein: Group IV Physical Chemistry, Berlin–Heidelberg: Springer*. 2005. Vol. 11A2. P. 47–78.

22. **Мондольфо Л.Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.

23. **Добош Л.Ю., Голод В.М.** Экспериментальная оценка численной модели для расчета параметров дендритной микроструктуры // *МНПК. Недели науки СПбПУ, ИММиТ, Ч.1. СПб.: Изд-во СПбГПУ*, 2014. С. 201–206.

24. **Голод В.М., Емельянов К.И., Орлова И.Г.** Дендритная микронеоднородность стальных отливок: обзор исследований и компьютерный анализ // *Литейное производство сегодня и завтра. Труды 9 Всеросс. науч.-техн. конф.* СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 436–455.

REFERENCES

1. **Çadirli E.** Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys. *Met. Mater. Int.* 2013. Vol. 19. No 3. P. 411–422.

2. **Kaya H. [et al.]** Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys. *Applied Surface Science*. 2008. Vol. 255. P. 3071–3078.

3. **Khan S. [et al.]** Hardness and mechanical property relationships in directionally solidified aluminium-silicon eutectic alloys with different silicon morphologies. *J. Mater. Sci.* 1993. Vol. 28. P. 5957–5962.

4. **Eskin D.G., Savran V.I., Katgerman L.** Effects of melt temperature and casting speed on the structure and defect formation during direct-chill casting of an Al-Cu alloy. *Metall. Mater. Trans.* 2005. Vol. 36A, P. 1965–1976.

5. **Mori N., Ogi K., Matsuda K.** The secondary arm spacing of dendrite in Al-Cu base alloys. *J. Japan Inst. Metals*. 1976. Vol. 40. P. 406–411.

6. **Kasperovich G. [et al.]** Microsegregation during solidification of an Al-binary alloy at largely different

cooling rates (0.01 to 20 000 K/s): modeling and experiment study. *Metall. Mater. Trans.* 2008. Vol. 39A. P. 1183–1191.

7. **Mortensen A.** On the rate of dendrite arm coarsening. *Metall. Mater. Trans.* 1991. Vol. 22A. P. 569–574.

8. **Zhu M.F., Hong C.P., Stefanescu D.M., Chang Y.A.** Computational modeling of microstructure evolution in solidification of aluminum alloys. *Metall. Trans.* 2007. Vol. 38B. P. 517–524.

9. **Roosz A., Halder E., Exner H.E.** Numerical calculation of microsegregation in coarsened dendritic microstructures. *Mater. Sci. Techn.* 1986. Vol. 2. P. 1149–1155.

10. **Voller V.R.** A semi-analytical model of microsegregation and coarsening in a binary alloy. *Journal of crystal growth*. 1999. Vol. 197. P. 333–340.

11. **Dobosh L.Yu., Golod V.M.** Vliyaniye sostava mnogokomponentnykh alyuminiyevykh spлавov na velichinu vtorichnykh mezhduosnykh promezhutkov dendritov. [Influence of composition multicomponent aluminum alloys on the value of the secondary dendrite arm spacing]. *Liteyshchik Rossii*. 2013. № 3. С. 35–39. (rus.)

12. **Golod V.M., Savelyev K.D., Basin A.S.** Modelirovaniye i kompyuternyy analiz kristallizatsii mnogokomponentnykh splavov na osnove zheleza. [Modelling and computer analysis of crystallization of multicomponent alloys based on iron]. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2008. 372 s. (rus.)
13. **Dobosh L.Yu., Golod V.M.** Otsenka adekvatnosti modeli additivnogo vliyaniya komponentov na kristallizatsiyu alyuminiyevykh splavov. *Trudy 10 MNPК Liteynoye proizvodstvo segodnya i zavtra*. SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2014. S. 366–376. (rus.)
14. **Ronto V., Roosz A.** Numerical simulation of dendrite arm coarsening in case of ternary Al alloys. *Materials Science Forum*. 2003. Vol. 414–415. P. 483–490.
15. **Spinelli J.E., Peres M.D., Garcia A.** Thermosolutal convective effects on dendritic array spacings in downward transient directional solidification of Al-Si alloys. *Journal of alloys and compounds*. 2005. Vol. 403. P. 228–238.
16. **Grugel R.N.** Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. *J. Mater. Sci.* 1993. Vol. 28. P. 677–683.
17. **Han Q., Hu H., Zhong X.** Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys. *Metall. Mater. Trans.*, 1997. Vol. 28B. No 6. P. 1185–1187.
18. **Jackson K.A., Hunt J.D.** Lamellar and rod eutectic growth. *Transactions of the metallurgical society of AIME*. 1966. Vol. 236. P. 1129–1142.
19. **Himemiya T., Umeda T.** Three-phase planar eutectic growth models for a ternary eutectic system. *Materials Transactions, JIM*. 1999. Vol. 40, No 7, P. 665–674.
20. **Yong Du [et al.]** Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation. *Mater. Sci. Eng.*, 2003. Vol. 363A. P. 140–151.
21. **Effenberg G., Ilyenko S.** Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data. Light Metal Systems. Part 2. Aluminium – Copper – Magnesium, Landolt-Börnstein: Group IV Physical Chemistry, Berlin–Heidelberg: Springer. 2005. Vol. 11A2. P. 47–78.
22. **Mondolfo L.F.** Структура i svoystva alyuminiyevykh splavov. M.: Metallurgiya, 1979. 640 s.
23. **Dobosh L.Yu., Golod V.M.** Eksperimentalnaya otsenka chislennoy modeli dlya rascheta parametrov dendritnoy mikrostruktury. [Experimental investigation of the numerical model to calculate the parameters of dendritic microstructure]. MNPК v ramkakh Nedeli nauki SPbPU [Youth scientific and practical conference Week Science], IMMiT. Ch.1. SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2014. S.201–206. (rus.)
24. **Golod V.M., Yemelyanov K.I., Orlova I.G.** Dendritnaya mikroneodnorodnost stalnykh otlivok: obzor issledovaniy i kompyuternyy analiz. [Dendritic microinhomogeneity steel castings: a review of research and computer analysis segregation]. *Liteynoye proizvodstvo segodnya i zavtra. Trudy 9 Vseross. nauch.-tekhn. konf.* SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2012. S. 436–455. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ДОБОШ Людмила Юрьевна – ведущий инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: dobosh87@mail.ru

DOBOSH Ludmila Yu. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: dobosh87@mail.ru

ГОЛОД Валерий Михайлович – кандидат технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: cheshire@front.ru

GOLOD Valerii M. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: cheshire@front.ru



DOI 10.5862/JEST/12

УДК УДК 621.41

В.С. Дворцов

ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ БЕСШАТУННОГО СИЛОВОГО МЕХАНИЗМА

V.S. Dvortsov

DYNAMICAL SIMULATION OF A CRANKLESS MECHANISM

Представлены результаты моделирования бесшатунного силового механизма двигателя с внешним подводом теплоты при помощи встроенного модуля динамического анализа пакета Autodesk Inventor и модуля Rigid Dynamics пакета ANSYS. Проведен физический эксперимент. Сравнены результаты численного моделирования и физического эксперимента. Описан опыт применения оригинального подхода к измерению динамических характеристик поршня во время работы механизма. Определено направление проведения дальнейших работ по усовершенствованию измерительной системы. Повышение стабильности и точности измерений позволяют выявить вибрационные нагрузки поршня в крайних положениях, что увеличит срок службы уплотнений за счет учета этих нагрузок еще на этапе проектирования.

ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ; БЕСШАТУННЫЙ СИЛОВОЙ МЕХАНИЗМ; ДВИГАТЕЛЬ С ВНЕШНИМ ПОДВОДОМ ТЕПЛОТЫ; ИЗМЕРЕНИЕ УСКОРЕНИЙ; ДВИГАТЕЛЬ СТИРЛИНГА.

Are presented the simulation results of the crankless mechanism of the engine with external combustion by means of the built-in module of the dynamic analysis of an 'Autodesk Inventor package' and the 'Rigid Dynamics' module of an 'ANSYS' package. Physical experiment is made. Results of numerical modeling and physical experiment is compared. The experience of the application of innovative approaches to the measurement of the dynamic characteristics of the piston during operation of the mechanism. Identify promising for further work to improve the measurement system. Increased stability and accuracy of measurement will identify vibration load of the piston in the extreme positions. This will increase seal life by taking into account these loads at the design stage.

DYNAMICAL SIMULATION; CRANKLESS MECHANISM; ENGINE WITH EXTERNAL COMBUSTION; ACCELERATION MEASUREMENT; STIRLING ENGINE.

Введение

В ближайшие годы важнейшим фактором устойчивого развития Российской Федерации станет освоение зоны Арктики. Без масштабного и ускоренного развития Арктической транспортной системы, в частности без расширения роли транспортных средств двойного и универ-

сального назначения, специализированных систем перевозки грузов и судов научно-исследовательского флота, такое освоение просто невозможно [1]. Учитывая климатические условия региона и необходимость гарантированного обеспечения функционирования существующей сегодня, восстанавливаемой или вновь

создаваемой инфраструктур, особое внимание следует уделять энергетическим установкам (ЭУ).

Среди различных вариантов ЭУ для Арктики представляют интерес системы с двигателями внешнего подвода теплоты (ДВПТ), к примеру двигателя Стирлинга (ДС). Интерес к ДВПТ остается постоянным на протяжении десятилетий. Обладая высокими преимуществами в области использования низкопотенциальных источников теплоты и возможностью обеспечивать надежное энергоснабжение в самых экстремальных условиях, подобные двигатели являются перспективным полем для исследований.

Особенности работы ДВПТ, а именно функционирование механизма при отсутствии «традиционной» масляной системы смазки, вынуждают обращаться к «нетрадиционным» силовым механизмам. Дело в том, что наличие жидкой смазки в системе может отрицательно сказаться на работе двигателя в случае попадания ее во внутренний контур. В случае применения в качестве поршневого уплотнения колец из фторопластовых композиций потребности в применении жидкостной системы смазки нет.

Проведенные ранее исследования указывают на необходимость учета протечек через подобные уплотнения [2]. Один из способов уменьшения протечек – обеспечение максимально равномерного и прямолинейного перемещения поршня. Видимо, наиболее рациональным силовым механизмом может стать аналог механизма опытного двигателя 2Д-200 [3]. Выполненный по бесшатунной схеме, он обеспечивает прямолинейное движение поршня. Характеристики двигателя следующие:

Число цилиндров	2
Диаметр цилиндра, мм	52
Ход поршня, мм	47
Рабочий объем, см ³	200
Степень сжатия геометрическая ...	12,5
Мощность, кВт (л.с.)	16,5 (22,4)
Частота вращения, мин ⁻¹	6000

Цель нашего исследования – оценка динамических нагрузок, действующих в зоне головки поршня бесшатунного силового механизма (БСМ) для проектирования поршневого уплотнения с учетом специфических требований ДВПТ.

Метод достижения поставленной цели

Известны [6] значения оптимальных зазоров в паре «ползун – направляющая» для двигателей с БСМ. Они находятся в пределах от 0,035 до 0,090 мм. Поршневые уплотнения ДВПТ зачастую выполнены из фторопластовых композиций и работают с предварительным натягом для повышения герметичности. Из-за наличия зазора в паре «ползун–направляющая» и отсутствия зазора между цилиндром и поршневым кольцом, с одной стороны, и поршнем с уплотнительным кольцом, с другой, на поршневое кольцо неизбежно действуют переменные нагрузки. Дополнительным фактором, усиливающим нагрузку на поршневое кольцо, могут быть упругие свойства самого штока поршня БСМ.

Инженерный расчет предполагает высокую скорость его выполнения для обеспечения возможности быстрого перебора многочисленных параметров конструкции. В качестве методик для расчетов механики можно использовать встроенные модули программ трехмерного моделирования и упрощенные модули научных вычислительных пакетов.

Необходимо произвести расчет механизма различными методами и сравнить полученные результаты с экспериментом.

Ранее проведение подобного эксперимента не представлялось возможным по причине отсутствия компактных акселерометров, регистрирующих движение по трем осям координат. Помимо массы датчика проблему вызывало измерение больших амплитуд ускорений. С появлением на рынке датчика производства Analog Devices массой около двух грамм с диапазоном измерения по трем осям ± 200 g стало возможным проведение экспериментов, подобных описываемому далее.

Расчетно-экспериментальное исследование механизма

Динамическое моделирование многомассовых систем значительно упрощается при использовании специализированных расчетных программ в связке со средами трехмерного проектирования. Совместимость между различными программами достаточно высока. Создавая модель механизма, например с помощью Autodesk Inventor или Solid Works, можно им-

портировать ее в необходимую расчетную программу, например в ANSYS или MSC Adams. Совместимость между продуктами зачастую подтверждается соответствующими сертификатами (подобный действует, в частности, между продуктами Autodesk и ANSYS). Встроенные модули динамического моделирования также можно использовать, но их функционал несколько меньше.

Согласно ранее проведенным исследованиям [8] и результатам следующих экспериментов получен ряд данных, требующих проверки.

В качестве исходной была взята упрощенная модель БСМ двигателя 2Д-200. Этот механизм имеет избыточные связи. Известно, что программы быстрого моделирования не работают с избыточными связями. При расчете такие связи просто удаляются. Таким образом, можно оценить применимость подобного подхода, сравнив результаты расчета с экспериментом.

Движение механизма модели обеспечивает вращением маховика. Вращение маховика преобразуется в возвратно-поступательное движение поршней. Показатели движения поршней (скорость, ускорение) являются данными, требующими проверки. При задании реальной геометрии для динамического исследования автоматически обеспечиваются многие важные свойства расчетной модели: положение центра масс звеньев, их инерционные характеристики, реальные геометрические очертания и пр. [5]. Для перехода к более сложным вычислениям (расчет вибрации, расчет напряженно-деформированного состояния звеньев) необходимо убедиться в достоверности кинематических характеристик звеньев механизма.

Рассматриваемый механизм более сложен для расчета, чем кривошипно-шатунный. Для каждого соединения доступны 6 степеней свободы (3 пространственные оси и вращение вокруг них). В процессе моделирования установлено, что работоспособность механизма может быть обеспечена различными вариантами сочетания типов контактов для каждого из звеньев.

Расчетная модель механизма выполнена в среде Autodesk Inventor. Исходные данные для расчета: чертежи деталей; масса поршня в сборе – 232 г; частота вращения – 2000 об/мин.

Расчет проведен в двух вариантах. Первый – при помощи встроенного модуля динамического анализа пакета Autodesk Inventor; второй –

при помощи модуля Rigid Dynamics пакета ANSYS. Отличительной особенностью модуля Rigid Dynamics является его работа с абсолютно твердыми телами. Для расчета кинематики механизма используется решение уравнений Рунге-Кутты. К примеру, в модулях Static Structural или Transient рассчитываются матрицы жесткости. На рис. 1 представлены модели в различных расчетных средах.

Представленные на рис. 2 графики иллюстрируют характер усилий, передаваемых поршнями на направляющие в корпусе двигателя. Данные иллюстрируют возможность программ показывать влияние движения механизма на различные кинематические связи.

Данные, полученные по результатам расчета максимального ускорения и скорости поршня, представлены в табл. 1. Аналитическое решение выполнено согласно зависимостям [6]

$$\begin{aligned} \dot{\vartheta} &= 2r\omega \sin\alpha; \\ a &= 2r\omega^2 \cos\alpha, \end{aligned}$$

где $\dot{\vartheta}$ – скорость поршня, $\frac{м}{с}$; a – ускорение поршня, $\frac{м}{с^2}$; r – радиус кривошипа, м; ω – угловая скорость вращения кривошипа, $\frac{рад}{с}$; α – угол поворота кривошипа от его положения в ВМТ, град. Необходимо отметить, что данный тип механизма является эллипсографом, и радиус кривошипа будет равен четверти хода поршня.

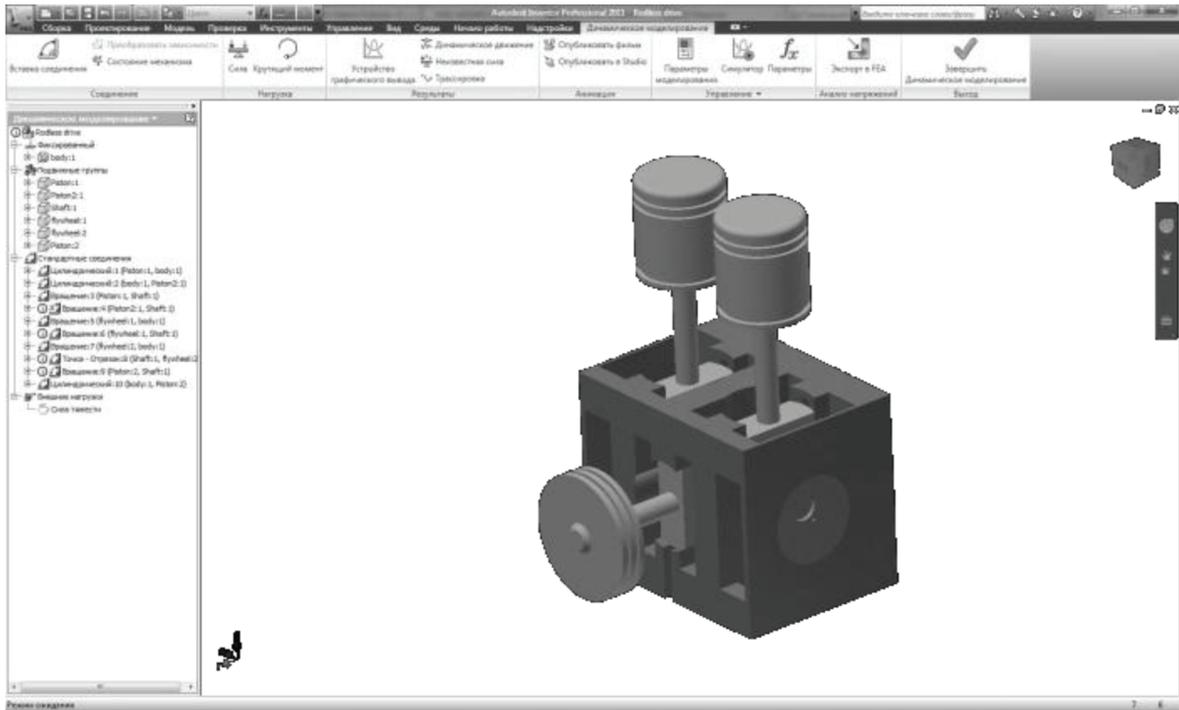
Таблица 1

Результаты расчета динамических характеристик механизма численными и аналитическими методами

Параметр	Данные расчетов		
	ANSYS	Autodesk Inventor	Аналитический метод
Ход поршня, мм	46,97	47,76	47
Максимальная скорость, м/с	4,91	5,136	4,9
Максимальное ускорение, м/с ²	1025	1135	1026

Ускорение в законе движения поршня описывается полиномом высшего порядка. Поэтому для апробации расчетной модели целесообразно измерять именно ускорение поршня.

а)



б)

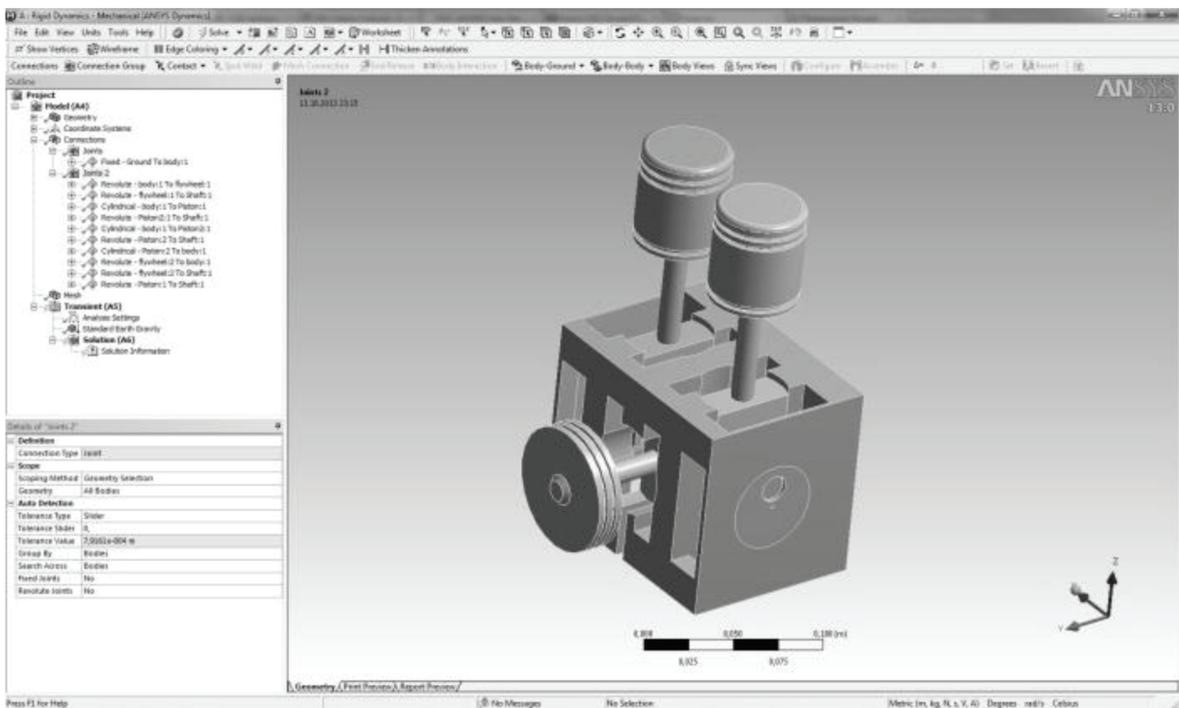


Рис. 1. Расчетные модели в различных средах: а) Autodesk Inventor; б) ANSYS

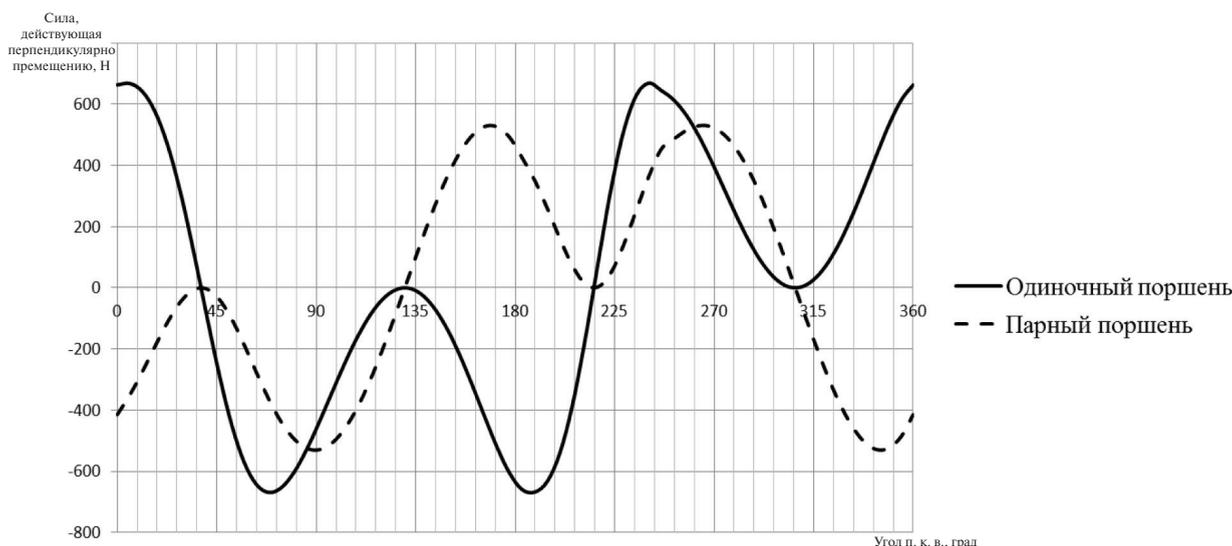
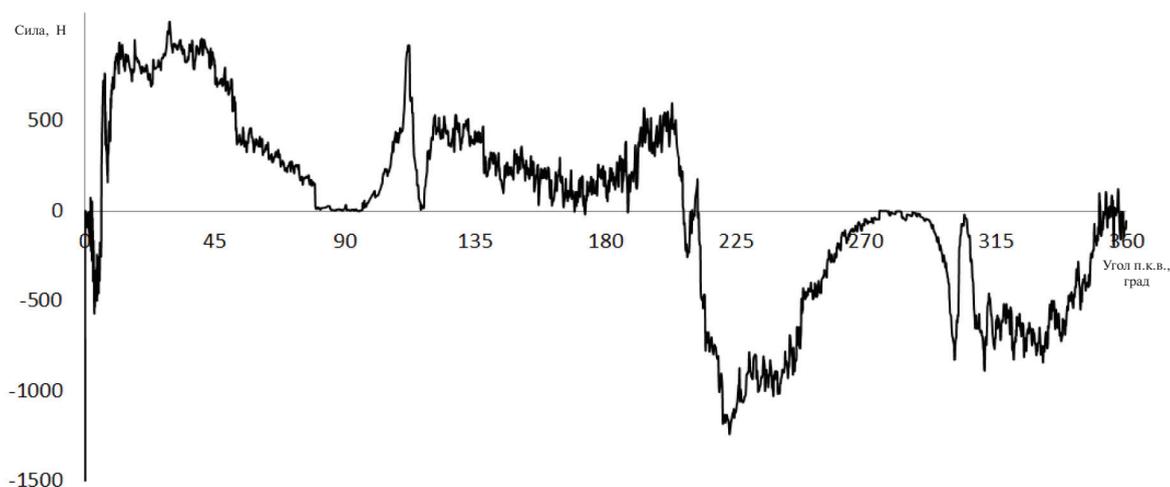


Рис. 2. Расчетные модели в различных средах и примеры расчетов:
 а – Сила действующая в зоне контакта ползуна поршня (поз. 2 по оси Z) (Autodesk Inventor);
 б – Диаграмма изменения реактивной силы в паре «ползун–направляющая» за 1 оборот (ANSYS)

Основной задачей проведения эксперимента является апробация измерительного комплекса и установление практической возможности измерения ускорения поршня БСМ.

Для измерения ускорения использовался трехосевой акселерометр Analog Devices EVAL-ADXL377Z. До настоящего времени подобные датчики отсутствовали и проведение замеров ускорения поршня было слишком затруднительно. Предшественники имели массу порядка 60 г и обладали размерами, сопоставимыми с размерами исследуемого поршня.

Датчик смонтирован на печатной плате, имеются места для крепления, а также выходы под стандартные разъемы. Дополнительно на плате установлены необходимые конденсаторы и сопротивления, рекомендуемые производителем для корректной работы устройства. Рассматриваемое устройство – наиболее компактное из доступных акселерометров, рассчитанных на большие ускорения.

В модели искусственно ограничены перемещения поршня по двум осям, однако в натурном эксперименте определялись ускорения поршня в полном объеме.

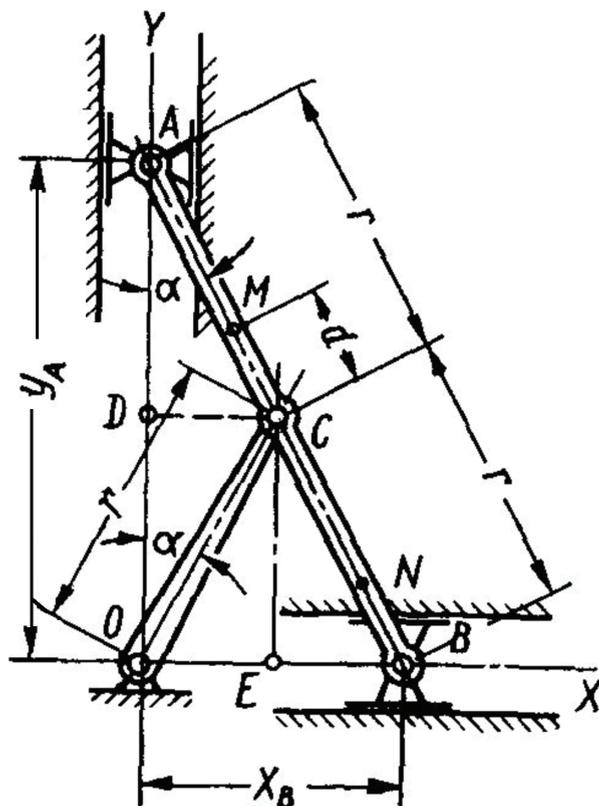


Рис. 3. Расчетная схема бесшатунного силового механизма [5]

Основные характеристики акселерометра:

Три оси измерения

Диапазон измерения – ± 200 г

Полоса пропускания

для осей X и Y – 1300 Гц

для оси Z – 1000 Гц

Номинальное напряжение 3 В

Номинальная чувствительность – 6,5 мВ/г

Номинальная рабочая температура – $+25$ °С

Зависимость чувствительности от температуры – $\pm 0,02$ %/°С;

Габариты – 20,3×20,3мм;

Масса – ~ 2 г

Толщина платы без учета разъема – 3 мм

Питание датчика осуществляется регулируемым блоком питания. Так как тарировка датчика выполнена относительно половины напряжения, то обеспечена возможность подстройки питания в зависимости от условий проведения эксперимента. Регулировка покрывает весь диапазон рабочих напряжений датчика.

Запись показаний датчика проводилась при помощи электронного многоканального само-

писца «S-Recorder-L». Коммутация осуществлялась через плату-переходник с винтовыми разъемами.

Измерения проведены на двигателе 2Д-200 в режиме холодной прокрутки при различных частотах вращения (до 2000 об/мин) на стенде MEZVSETIN кафедры «Двигатели, автомобили и гусеничные машины» Института энергетики и транспортных систем Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. Ограничение обусловлено диапазоном измерений датчика. Частота вращения дополнительно контролировалась при помощи бесконтактного оптического тахометра.

Основные характеристики тахометра:

Разрядность шкалы лазерного фототахометра – 10000 отсчетов

Точность – $\pm 0,05$ %

Диапазон измерения – от 2,5 до 99999 об/мин

Разрешение:

0,1 об/мин (от 2,5 до 999,9 об/мин)

1 об/мин (свыше 1000 об/мин)

Выбор диапазона – автоматический

Для качественного проведения эксперимента была разработана методика, включающая описание характеристик оборудования, последовательность действий и необходимые проверки.

Крепления датчика к поршню осуществляется через ложемент при помощи монтажных стяжек (рис. 6). Предполагается, что такой монтаж для отладочных испытаний будет оптимален.



Рис. 6. Поршень с установленным датчиком

Результаты расчетно-экспериментальных исследований

Расхождение расчетных данных (табл. 1), пусть и относительно небольшое, но присутствует. В совокупности с выявленной свободой при выборе контактов в звеньях механизма возникает необходимость проверить полученные результаты экспериментально. Результаты расчета в ANSYS практически совпадают с результатами аналитического расчета. Таким образом, представляется логичным результаты физического эксперимента сравнивать с данными, полученными с помощью именно этого расчетного пакета.

При проведении эксперимента температура в помещении составила 26 °С. Это соответствует нормальным условиям работы датчика; соответственно, поправочным температурным коэффициентом можно пренебречь.

Данные снимались на пяти режимах вращения выходного вала двигателя: 485, 883, 1242, 1636 и 1989 об/мин.

В ходе обработки данных на первом режиме не удалось получить явной картины, так как посторонние вибрации и помехи были близки по уровню с сигналами датчика. По причине недостаточной технологичности установки датчика целесообразным виделось сравнение полных ускорений. Полученные ускорения суммировались по правилу квадратов:

$$a = \sqrt{a_x^2 + a_y^2 + a_z^2}.$$

Результаты сравнения данных, полученных экспериментально и при расчете в пакете ANSYS, представлены в табл. 2.

Перемещение поршня вдоль оси цилиндра рассчитано несколькими способами и может считаться достоверным. Расхождение данных

эксперимента и расчета свидетельствует о наличии перемещений по направлениям, перпендикулярным оси цилиндра. Количественная оценка усилий приведена в выводах. Данные с датчика снимались по каждой оси в отдельности.

Для дальнейших исследований решено проработать методы компенсации влияния условий внешней среды согласно рекомендациям [11].

В идеальном случае поршень должен перемещаться строго по одной оси, но в реальности имеют место зазоры в соединениях и упругие свойства материалов. Учет дополнительных усилий при проектировании фторопластовых уплотнений, работающих в условиях сухого трения ДВПТ, позволит повысить их срок службы, надежность герметизации и за счет этого увеличить эффективность двигателя с внешним подводом теплоты.

Выводы

Исследование показало, что рассматриваемые расчетные программы позволяют оценить развиваемые усилия в контактных парах. При этом составные части механизма представляются как абсолютно твердые тела, усилия вне зон контактов не отображены. Таким образом, при помощи программ для экспресс анализа динамики и кинематики механизма не представляется возможным установить значения нагрузок вне зон непосредственных контактов, в частности в области поршневых колец механизма. В связи с этим необходимо, опираясь на экспериментальные данные, вывести эмпирическую зависимость для оценки динамических нагрузок, действующих в зоне головки поршня БСМ.

Установлена приемлемость использования датчика Analog Devices EVAL-ADXL377Z для

Таблица 2

Сравнение экспериментальных и расчетных данных по максимальному ускорению поршня

Частота вращения, об/мин	Суммарное ускорение по ANSYS, м/с ²	Суммарное ускорение по результатам эксперимента, м/с ²	Величина расхождения, %
1286	1020	1286	21
858	689	858	20
688	398	688	42
252	201	252	20

проведения исследований динамики поршня двигателя с БСМ.

По предварительным данным ускорения по осям, перпендикулярным направлению перемещения, резко возрастают с ростом частоты вращения. Это объясняется механическими свойствами материала поршня и особенностями его конструкции. Так, к примеру, при учете массы поршневого комплекта и ускорений, измеренных датчиком, сила, действующая со сто-

роны поршня на стенку цилиндра (при 2000 об/мин), составляет в одном направлении 148 Н, в другом – 112 Н. При этом усилие, действующее на коренную шейку коленчатого вала от поступательно движущихся масс, – 238 Н. Величины сопоставимы, следовательно, требуется проведение уточняющих экспериментов и внесение полученных данных в расчет жесткости конструкции поршневого комплекта уже на этапе предварительного проектирования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Половинкин В. Н., Фомичев А. Б.** Проблемы развития Арктической транспортной системы РФ в XXI веке // Экспертный союз. 2012. №4. С. 39–44.

2. **Столяров С.П., Столяров А.С.** Метод оценки потери мощности двигателя Стирлинга простого действия вследствие утечки рабочего тела /Проблемы и перспективы двигателестроения: Материалы докладов междунар. научн.-техн. конф. 21-23 июня 2005 г. – Самара. СГАУ, 2006. В 2 ч. Ч. 1., С. 245–246.

3. **Кукис В.С., Куколев М.И., Костин А.И., Дворцов В.С., Ноздрин Г.А., Абакшин А.Ю.** Перспективы улучшения характеристик двигателей Стирлинга // Двигателестроение, 2012. № 3. С. 3–6.

4. **Climent B., Torroba O., González-Cinca R.** [et al.] Heat storage and electricity generation in the Moon during the lunar night // *Acta Astronautica* (2014). Vol. 93. P. 352–358.

5. **Яманин А. И., Жаров А. В.** Динамика поршневых двигателей. М.: Машиностроение, 2003. 464 с.

6. **Баландин С.С.** Бесшатунные двигатели внутреннего сгорания. М.: Машиностроение, 1971. 177 с.

7. **Куколев М. И., Костин А. И., Дворцов В. С.** Оценка влияния пар трения на динамику бесшатунного силового механизма // Известия Международ-

ной академии аграрного образования. СПб.: СПбМААО, 2013. Вып. 16, Т. 4. С. 88–91.

8. **Дворцов В.С., Костин А.И., Куколев М.И.** Применение бесшатунного силового механизма в двигателе Стирлинга // XLI Неделя науки СПбГПУ: материалы науч.-практич. конф. с международным участием. Ч. III. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 8–10.

9. **Иванов А.В., Куколев М.И., Дворцов В.С.** Механизм преобразования движения поршневой машины, в частности двигателя внутреннего сгорания // Патент России № 2510462. 2012.

10. **Дворцов В.С., Куколев М.И.** Анализ кинематики бесшатунного силового механизма двигателя 2Д-200 при помощи пакета Ansys // Неделя науки СПбГПУ : материалы научно-практической конференции с междуна-родным участием. Институт энергетики и транспортных систем СПбГПУ. Ч. 2. – СПб: Изд-во Политехн. ун-та, 2014. С. 16–17.

11. **Брюль и Кьер.** Пьезоэлектрические акселерометры и преусилители. Справочник по теории и эксплуатации. Дания: Нэрум, издание фирмы Брюль и Кьер, 1978. 111 с.

REFERENCES

1. **Polovinkin V.N., Fomichev A.B.** Problemy razvitiya Arkticheskoy transportnoy sistemy RF v XXI veke. [Problems of development of the Arctic transport system of Russia in the XXI century]. *Ekspertnyy soyuz*, 2012, №4. P. 39–44. (rus)

2. **Stolyarov S.P., Stolyarov A.S.** Metod otsenki poteri moshchnosti dvigatelya Stirlinga prostogo deystviya vsledstviye utechki rabocheho tela. [Method of estimation of loss of engine power Stirling simple operation due to leakage of the working fluid] / *Problemy i perspektivy dvigatelestroyeniya / Materialy докладов mezhdunar. nauchn.-tekhn. konf.* 21-23 iyunya 2005 g. Samara: SGAU, 2006. Issu 2, T1. P. 245–246. (rus)

3. **Kukis V.S., Kukolev M.I., Kostin A.I., Dvortsov V.S., Nozdrin G.A., Abakshin A.Yu.** Perspektivy uluchsheniya kharakteristik dvigateley Stirlinga. [Prospects for improving the characteristics of Stirling engines]. *Dvigatelestroyeniye*. 2012. № 3. P. 3–6. (rus)

4. **Climent B., Torroba O., González-Cinca R.** [et al.] Heat storage and electricity generation in the Moon during the lunar night. *Acta Astronautica* (2014). Vol. 93. P. 352–358.

5. **Yamanin A. I., Zharov A. V.** Dinamika porshnevnykh dvigateley/[Dynamics of piston engines.] М.: Mashinostroyeniye, 2003. 464 p. (rus)

6. **Balandin S.S.** Besshatunnyye dvigateli vnutrennego sgoraniya/[Connecting rod free internal combustion engines.] Moscow: Mashinostroyeniye, 1971. 177p. (rus)

7. **Kukolev M.I., Kostin A.I., Dvortsov V.S.** Otsenka vliyaniya par treniya na dinamiku besshatunnogo silovogo mekhanizma [Assessing the impact on the dynamics of friction pairs of connecting rod free lift mechanism]. *Izvestiya Mezhdunarodnoy akademii agrarnogo obrazovaniya*. St.Petersburg: SPbMAAO, 2013, Iss. 16, T. 4. P. 88–91.(rus)

8. **Dvortsov V.S., Kostin A.I., Kukolev M.I.** Primeneniye besshatunnogo silovogo mekhanizma v dvigatele Stirlinga [Application of connecting rod free lift mechanism in the Stirling engine]. *XLI Nedelya nauki SPbGPU: materialy nauch.-praks mezhdunarodnym uchastiyem*. SPb: SPbGPU Publ., 2012. T. III. P. 8–10 (rus)

9. **Patent RF, № 2510462.** Mekhanizm preobrazovaniya dvizheniya porshnevoy mashiny, v

chastnosti dvigatelya vnutrennego sgoraniya [Patent for motion conversion mechanism piston machine, in particular an internal combustion engine] / Ivanov A.V., Kukolev M.I., Dvortsov V.S. Prioritet 26.04.2012.

10. **Dvortsov V.S., Kukolev M.I.** Analiz kinematiki besshatunnogo silovogo mekhanizma dvigatelya 2D-200 pri pomoshchi paketa Ansys.[Kinematic analysis of connecting rod free lift mechanism engine 2D-200 using the package Ansys]. *Nedelya nauki SPbGPU : materialy nauchno-prakticheskoy konferentsii c mezhduna-rodnyim uchastiyem. Institut energetiki i transportnykh sistem SPbGPU*. St.Petersburg: SPbGPU Publ., 2014, T. 2. P. 16–17. (rus)

11. **Pyezoelektricheskiye akselerometry i predusiliteli.** Spravochnik po teorii i ekspluatatsii/[Piezoelectric accelerometers and preamplifiers. Reference theory and operation.] / Bryul i Kyer. Denmark; Nerum, 1978. 111 p. (rus)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ДВОРЦОВ Владимир Сергеевич – аспирант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: privedig@mail.ru

DVORTSOV Vladimir S. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: privedig@mail.ru



DOI 10.5862/JEST/13

УДК 621.43-233:620.193

В.В. Максаров, В.А. Красный

МЕХАНИЗМЫ ТРЕНИЯ ТОНКОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ

M.V. Maksarov, V.A. Krasnyy

THE MECHANISMS OF FRICTION OF THIN-LAYER COATINGS UNDER CONDITIONS OF FRETTING-CORROSION

Рассмотрено применение нанопокровтий на основе полимерной фторуглеродной композиции и фрикционно-механического латунирования для защиты высоконагруженных сопряжений деталей машин, работающих в условиях фреттинг-коррозии. Изучены механизмы трения нанопокровтий, позволяющие значительно снизить фреттинг-износ механизмов трения в изделиях машиностроения.

ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИЯ; НАНОПОКРЫТИЯ; ФТОРУГЛЕРОДНАЯ ПОЛИМЕРНАЯ КОМПОЗИЦИЯ; ФРИКЦИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛАТУНИРОВАНИЕ; МЕЛКОДИСПЕРСНАЯ СТРУКТУРА.

The prospects of application of nano-coatings based on polymeric fluorocarbon composition and friction-mechanical brass plating for protection of heavily loaded mates machine parts operating under conditions of fretting corrosion. We studied the mechanisms of friction of nano-coatings that significantly reduce fretting wear. When choosing materials protective coatings of parts of high load of mates from fretting should pay attention not only to their durability, but also on the sensitivity to shear, i.e. the ability of a material to assume the shear deformation without the initiation of fatigue damage processes. It is known that this property have a thin enough coating, convenient and also those that do not violate the maintainability of components and allow you to keep in operation the tightness provided in the Assembly.

FRETTING CORROSION; NANOCOATING; FLUOROCARBON POLYMERIC COMPOSITION; OF A FRICTION-MECHANICAL BRASS; FINE STRUCTURE.

Введение

Фреттинг-коррозия нередко является причиной выхода из строя ряда ответственных узлов двигателей внутреннего сгорания, в частности большегрузных карьерных автосамосвалов, деталей буровой техники и др., работающих в условиях вибраций и высоких контактных нагрузок. Фреттинг характерен для номинально неподвижных сочленений конструкций (например, в местах скрепления деталей и т. п.) и возникает, как правило, при вибрациях, приводящих к различного рода колебательным относительным перемещениям и деформациям. Часто фреттинг сопровождается химическими процессами на поверхностях трения (фреттинг-коррозия). Из-

нашивание при фреттинге проявляется в «выедании» материала в местах скрепления деталей конструкции. Характерной особенностью фреттинга, в отличие от других видов трения скольжения, является малая амплитуда относительных смещений контртел, сопоставимая с расстоянием между вершинами микронеровностей на поверхности трения, что затрудняет удаление продуктов износа из зоны контакта. Продукты износа при этом начинают играть роль абразива, что приводит к дополнительному изнашиванию [1, 2].

При выборе материалов покрытий, защищающих от фреттинг-коррозии детали высоконагруженных сопряжений, следует обращать вни-

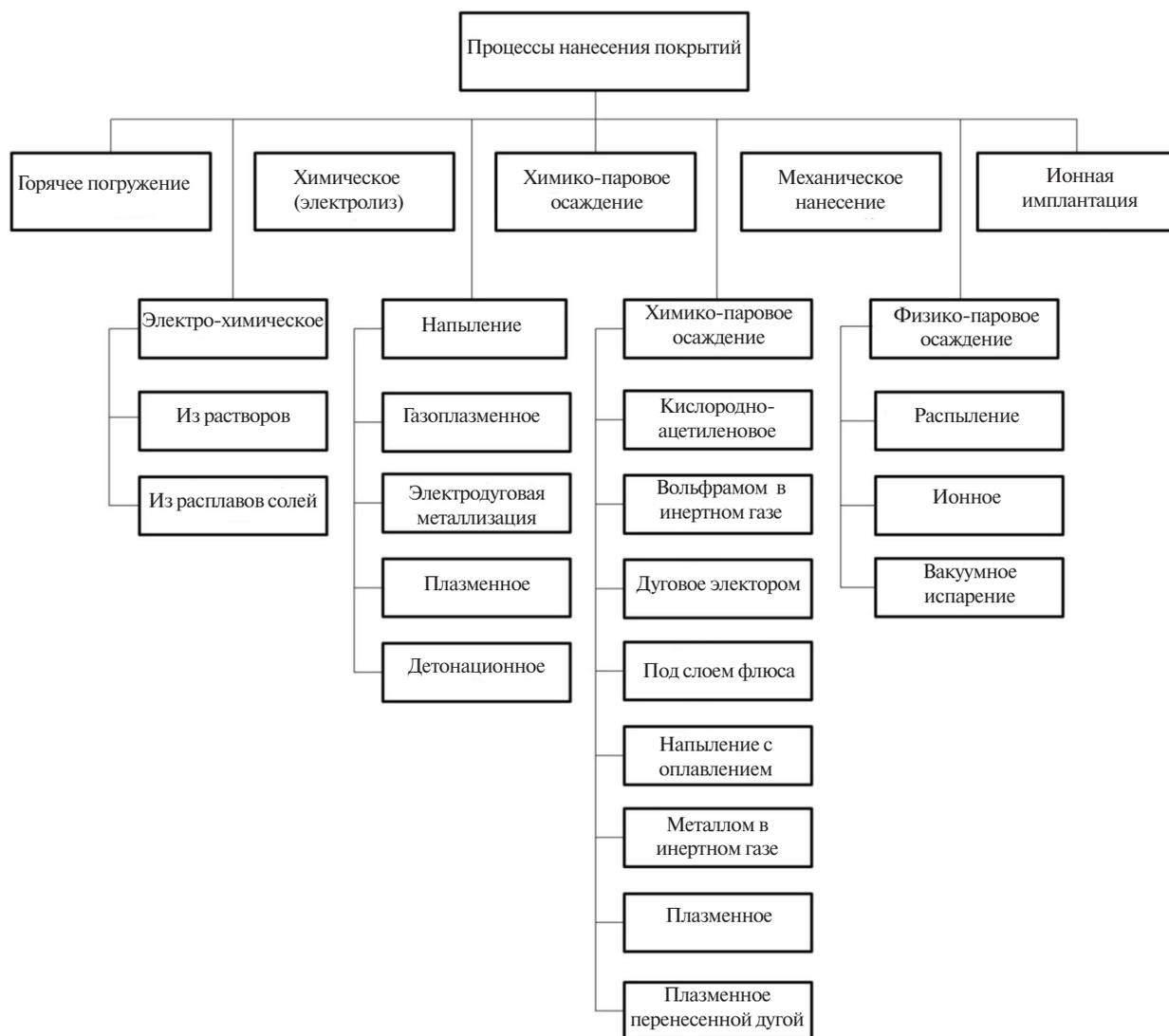


Рис. 1. Классификация процессов нанесения покрытий

вание не только на их износостойкость, но и на чувствительность к сдвигу, т. е. способность материала принимать на себя сдвиговую деформацию без инициирования процессов усталостного повреждения. Известно, что таким свойством обладают достаточно тонкие покрытия, удобные также и тем, что не нарушают ремонтпригодность узлов и позволяют сохранять в процессе эксплуатации натяги, предусмотренные при сборке [3, 4].

Целью работы было исследование механизмов фреттинг-коррозии нанопокровтий на основе полимерной фторуглеродной композиции и фрикционно-механического латунирования

применительно к условиям работы высоконагруженных сопряжений.

Основные виды покрытий для защиты от фреттинг-коррозии

Покровтий триботехнического назначения – огромное количество, причем разнообразных видов и технологических способов их формирования. Существуют различные классификации покрытий.

В зависимости от требований, предъявляемых к эксплуатационным характеристикам деталей, различают три вида покрытий: защитные, применяемые для защиты изделий от коррозии

в разных средах (атмосфера, агрессивные и т. д.); защитно-декоративные — для декоративной отделки изделий с одновременной защитой их от коррозии; специальные, или функциональные, для придания поверхности изделий специальных свойств (твердость, износостойкость, антифрикционные свойства и др.). Выбор типа покрытий определяется условиями эксплуатации деталей. На рис. 1 приведена классификация современных видов и способов нанесения износостойких и защитных покрытий.

Необходимо отметить различия в механизме трения при непрерывном скольжении и при фреттинге (скольжение с очень малыми колебаниями и динамической нагрузкой). Особенности механизма изнашивания покрытий в условиях фреттинга, обусловленные малыми амплитудами номинально неподвижных соединений, связаны с сохранением в зоне контакта продуктов изнашивания, которые в процессе эксплуатации играют роль «третьего тела» и могут как усиливать изнашивание, сопровождая его коррозионными процессами, так и ослабить.

Изнашивание покрытий в условиях фреттинга характеризуется следующими особенностями: трение скольжения происходит в условиях возвратно-поступательного движения;

фреттинг осуществляется на воздухе;

при достижении заданной амплитуды сдвига контртело начинает движение в обратную сторону;

контртело жестко закреплено в державке и непрерывно находится в контакте с покрытием при постоянной заданной нагрузке;

контртело в процессе трения в результате изнашивания увеличивает свою площадь касания с покрытием;

каждый участок поверхности трения покрытия подвергается прерывисто-симметричному циклу взаимодействия с контртелом;

по мере увеличения площади касания контртела ширина участка трения покрытия также увеличивается;

продукты износа лишь частично уносятся из зоны контакта и активно участвуют в процессе трения и изнашивания.

При фреттинг-изнашивании под действием сил трения кристаллическая решетка поверхностных слоев при циклических тангенциальных смещениях расшатывается и разрушается [3]. Процесс разрушения представляет собой дис-

пергирование поверхности без удаления продуктов изнашивания.

Оторвавшиеся частицы металла и ювенильные участки поверхности трения подвергаются быстрому окислению кислородом воздуха. Дополнительным источником повреждения поверхностей может стать возникающее в отдельных местах касания пар трения схватывание.

Упрощенная схема процесса фреттинг-изнашивания в начальной фазе такова: перемещение и деформация поверхностей под действием переменных касательных напряжений — окисление — разрушение оксидных пленок — обнажение чистого металла и местами схватывание — разрушение очагов схватывания и адсорбция кислорода на обнаженных участках.

Механизм изнашивания при фреттинге в упрощенном виде показан на рис. 2 [3]. Первоначальное контактирование деталей происходит в отдельных точках поверхности (см. рис. 2, а). При вибрации оксидные пленки в зоне фактического контакта разрушаются, образуются небольшие каверны, заполненные оксидными пленками (рис. 2, б), которые постепенно увеличиваются в размерах и сливаются в одну большую каверну (рис. 2, в). В ней повышается давление окисленных частиц металла, образуются трещины. Некоторые трещины сливаются, и происходит откалывание отдельных объемов металла. Частицы оксидов производят абразивное воздействие. В результате действия повышенного давления и сил трения частиц оксидов повышается температура, и происходит образование белых твердых нетравящихся структур в отколовшихся частицах и на поверхности каверн.

В ряде исследований предложены различные варианты износостойких защитных покрытий, эффективно работающих в условиях фреттинга и фреттинг-коррозии, например медно-никелевые [5], медно-фосфорные [6] и другие, наносимые электролитическим способом, покрытия из фуллерена C_{60} [7], полимерные (эпилам-фолекс) покрытия, кремний и молибден содержащие покрытия [8] и др.

Во многих случаях эффективные результаты при фреттинге дают и специальные виды обработки, в частности вибронакатывание с созданием на поверхности регулярного микрорельефа [9].

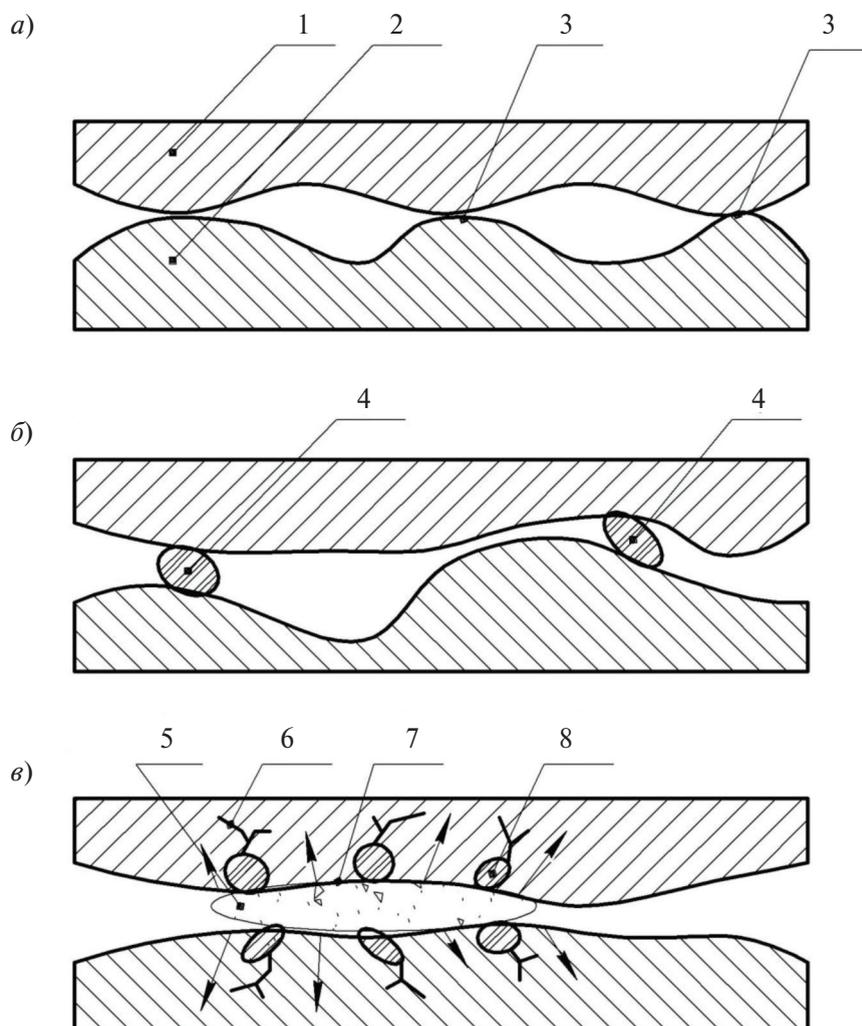


Рис. 2. Механизм изнашивания покрытий при фреттинге:
 1, 2 – контактирующие детали; 3 – точки контакта поверхностей; 4 – мелкие за-
 рождающиеся каверны; 5 – общая большая каверна; 6 – трещины; 7 – отколов-
 шиеся объемы металла; 8 – отколовшиеся частицы с твердой структурой

В нашей работе исследованы тонкослойные покрытия на основе полимерной фторуглеродной композиции и фрикционно-механического латунирования в условиях высоких контактных нагрузок, характерных для крупногабаритных соединений тепловозных и судовых дизелей, а также двигателей карьерных автосамосвалов.

Испытания на изнашивание в условиях фреттинга

Исследовалось изнашивание в условиях фреттинга модельных образцов из стали 15 и серого чугуна СЧ25 с покрытиями, применение которых перспективно для крупногабаритных деталей сложной конфигурации, когда такие

традиционно используемые методы защиты, как электролитическое нанесение или вакуумное напыление покрытий, а также лазерная обработка поверхности деталей, оказываются технологически неприемлемыми. Исследовались поверхности трения образцов после обработки полимерной фторуглеродной композицией и фрикционно-механического латунирования по сравнению с исходными образцами без покрытий и поверхностной обработки. Все виды покрытий использовались для поверхностей трения неподвижных деталей пар трения. Подвижные кольцевые контрообразцы из стали 15 покрытий не имели.

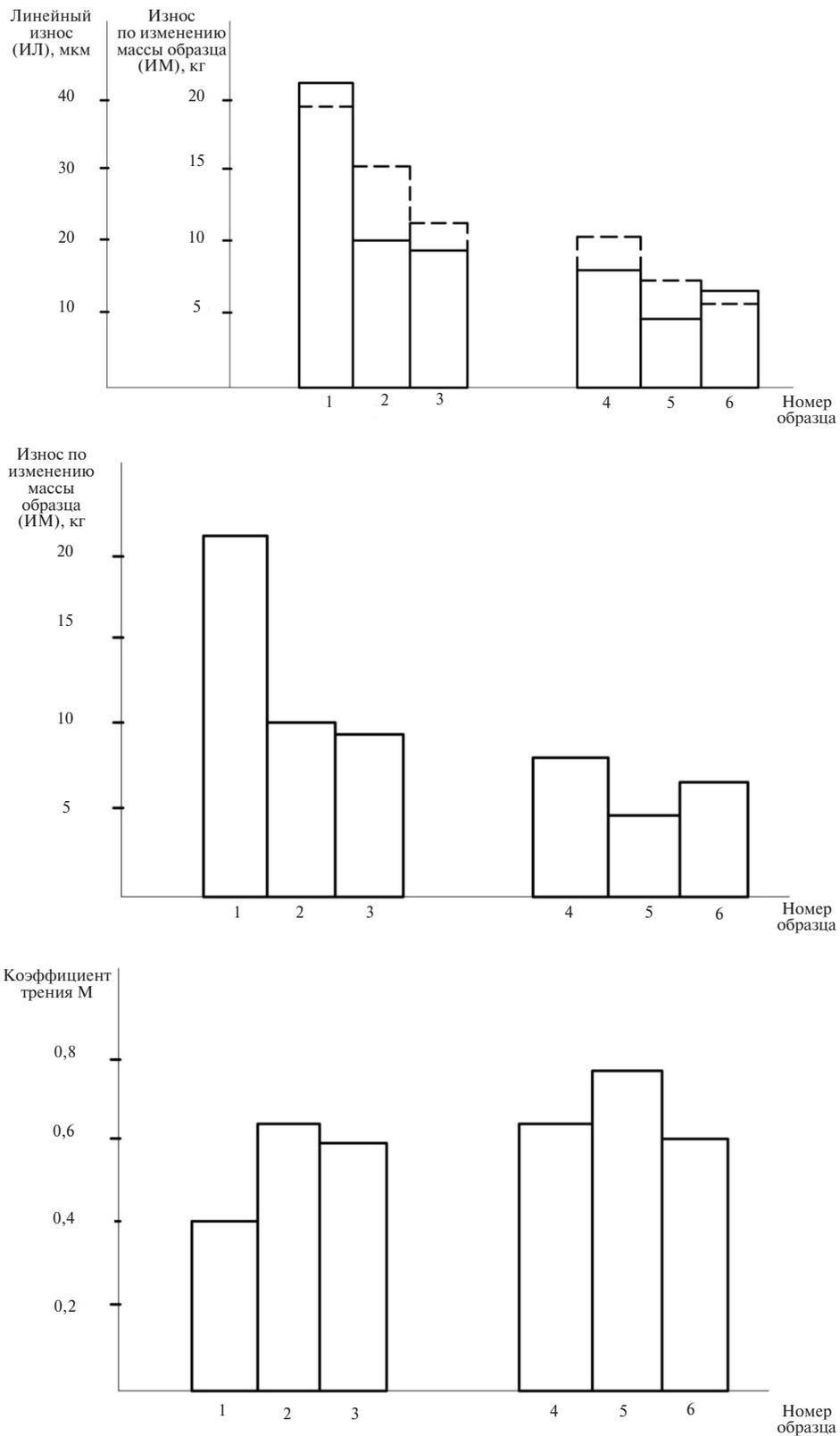


Рис. 3. Результаты испытаний при фреттинге: а) износ образцов (контурная линия – массовый, штриховая – линейный); б) износ контрообразцов; в) значения установившихся коэффициентов трения

Испытания на изнашивание в условиях фреттинга проводились на стандартных образцах по методике [10] в двух режимах. Первая серия образцов и контрообразцов из стали 15 испытывалась в условиях возвратно-вращательного скольжения с амплитудой 100 мкм при давлении 25 МПа и частоте 900 циклов/мин. Вторая серия испытаний проводилась на образцах из чугуна СЧ25 и контрообразцах из стали 15 при амплитуде смещений 20 мкм, частоте 250 циклов/мин и давлении 85 МПа. Число циклов нагружения для каждой пары образцов было 5×10^5 , для каждого варианта покрытий испытывалось не менее 4 образцов. Оценка износа после испытаний проводилась по изменению массы образцов с точностью до 0,1 мг, а линейного износа – по профилограмме дорожек трения.

Коэффициент трения определялся по тарировочным графикам согласно показаниям тензорезистора. Результаты испытаний при фреттинге описанных выше образцов приведены на рис. 3 в сравнении с данными для образцов без покрытий. На рис. 3, *a* – износ образцов (ИЛ – линейный износ, мкм; ИМ – износ по изменению массы образца, мг), на рис. 3, *b* – износ контрообразцов и на рис. 3, *в* – значения установленных коэффициентов трения μ . При этих исследованиях образцы с номерами 1–3 были из стали (1 – образец без покрытия; 2 – образец с фрикционно-механическим латунированием толщиной 3–5 мкм; 3 – образец с полимерной фторуглеродной композицией толщиной 5 мкм). Номера с 4 по 6 соответствуют чугунным образцам (4 – без покрытия, 5 – с фрикционно-механическим латунированием; 6 – с полимерной фторуглеродной композицией).

Как видно из рис. 3, для всех исследуемых вариантов покрытий в несколько раз снижается массовый (ИМ) и линейный (ИЛ) износ образцов в условиях фреттинга, при этом полученные в испытаниях значения коэффициентов трения в условиях фреттинга не коррелируют с данными об износе образцов. В рассматриваемых случаях коэффициент трения даже выше, чем у исходного базового образца. Причиной этого может быть как специфика работы узлов трения при высоких нормальных нагрузках в условиях фреттинга по сравнению с обычным трением скольжения, так и характер микроструктурных изменений в поверхностных слоях деталей

сопряжений. Кроме того, при модельных испытаниях относительно небольшая площадь контакта образцов (0,5 см²) при сохранении реальных нагрузок и амплитуд смещения, характерных для условий эксплуатации, приводит к более жестким условиям фреттинга, чем в реальных сопряжениях, что также может сказаться на увеличении коэффициента трения в несколько раз по сравнению с коэффициентом трения в условиях скольжения.

Металлографический анализ поверхности износа

Для выявления механизмов, способствующих снижению фреттинг-износа при использовании успешно проявивших себя покрытий, проведено исследование поверхностей трения методом растровой электронной микроскопии [11, 12].

На поверхностях трения базовых стальных образцов наблюдаются типичные для фреттинг-износа участки рельефа в виде каверн, заполненных окисленными частицами износа. Об окислении свидетельствует специфический эффект накопления заряда на плохо проводящей поверхности окисленных частиц, что ухудшает контрастность изображения и создает впечатление «свечения» под действием электронного пучка. Поскольку на остальной поверхности трения такого эффекта не наблюдается, можно полагать, что окисление частиц износа происходит уже после их образования в результате взаимодействия кислорода с активированной в процессе трения поверхностью мелких частиц, т. е. к самому механизму фреттинг-износа процесс коррозии, вероятно, не имеет прямого отношения, тем более что участки с окисленными частицами (рис. 4, *a*) занимают сравнительно небольшую площадь общей поверхности трения. На дорожке фреттинг-износа стали 15 довольно часто встречаются и участки, покрытые частицами размером в несколько микрометров без следов окисления (рис. 4, *b*), на которых хорошо видны трещины хрупкого разрушения. По-видимому, эти частицы являются карбидными или другими характерными для сталей включениями, результатом разрушения в процессе трения перлитных прослоек и т. п.

Нанесение полимерной фторуглеродной композиции в виде раствора с последующей суш-

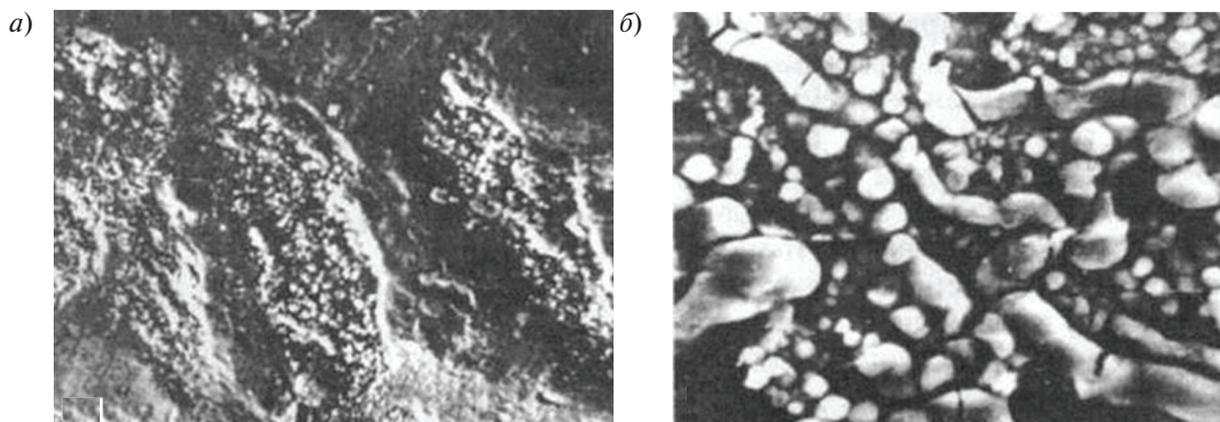


Рис. 4. Поверхность износа при фреттинге стали:
a – каверны с частицами износа ($\times 160$); *б* – частицы на поверхности трения ($\times 2000$)

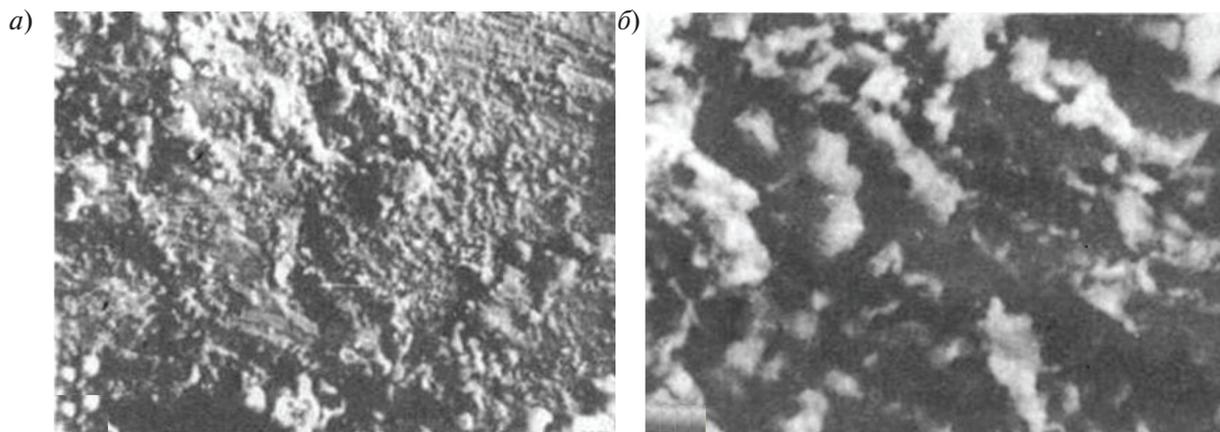


Рис. 5. Поверхность износа при фреттинге стали с фторуглеродным покрытием:
a – участок поверхности трения ($\times 200$); *б* – дисперсные частицы на поверхности трения ($\times 2000$)

кой создает на поверхности тонкую полимерную пленку, которая защищает поверхности трения от окисления и образования каверн (рис. 5, *a*), а также несколько повышает дисперсность частиц, видимых на поверхности, и исключает механизм их хрупкого разрушения (см. рис. 5, *a* в сравнении с рис. 5, *б*).

В этом случае микрочастицы в полимерной пленке, образованной модификатором, могут, вероятно, играть роль дисперсного наполнителя в полимерной матрице, формируя пленку покрытия композитного типа. Полимерные композиционные материалы хорошо зарекомендовали себя в качестве противоизносных и антифрикционных покрытий. Наиболее эффективны в снижении износа как раз композитные покрытия с мягкой матрицей и более твердыми

частицами наполнителя, что и реализуется в рассматриваемом нами случае.

Несколько иначе выглядят поверхности трения фрикционно-латунированных образцов.

Латунирование приводит к появлению на поверхности стального образца очень гладких латунных слоев, имеющих местами плохую адгезионную связь с поверхностью, где наблюдается их отслаивание на дорожке трения при фреттинге (рис. 6, *a*), но чаще с такой хорошей адгезией, что даже формирование сетки трещин не приводит к отслаиванию и выкрашиванию латунного покрытия (рис. 6, *б*), с чем, по-видимому, и связана его эффективность. Поперечный излом образца при низкотемпературном ударном разрушении в жидком азоте позволяет выявить структуру материала в приповерхност-

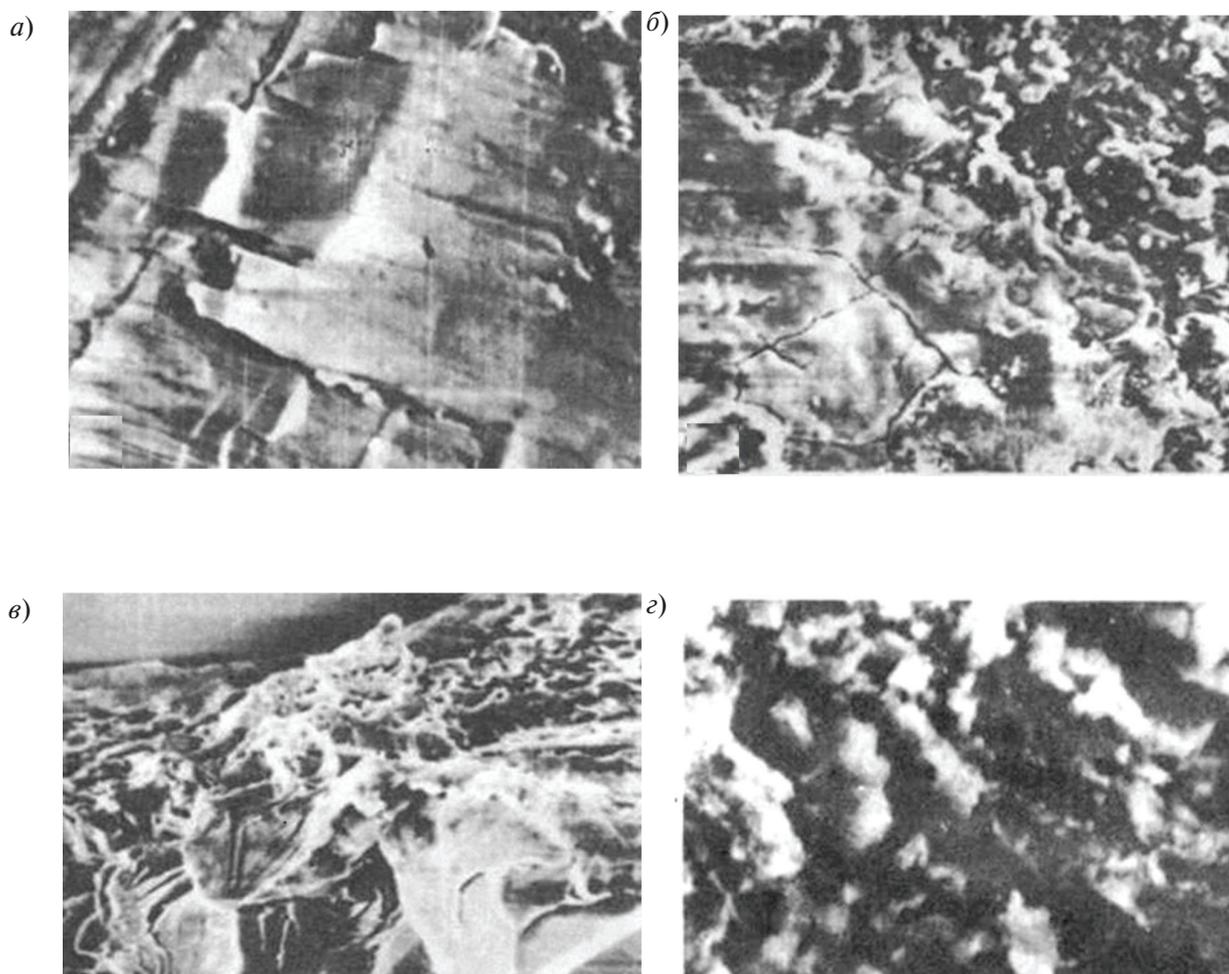


Рис. 6. Поверхность износа при фреттинге стали с фрикционно-механическим латунированием: *а* – слой латунного покрытия на поверхности трения ($\times 150$); *б* – сетка трещин в латунном покрытии после фреттинга ($\times 300$); *в* – поперечный излом образца с покрытием в жидком азоте – рыхлое пористое латунное покрытие на крупнозернистой стальной основе ($\times 400$); *г* – фрагмент низкотемпературного излома латунного покрытия с мелкодисперсной структурой ($\times 7000$)

ных слоях у поверхности трения. Обычные методы изготовления шлифов за счет краевого эффекта и сильных механических воздействий в процессе пробоподготовки такие слои деформируют, в то время как хрупкая трещина при низкотемпературном ударном разрушении вскрывает структуру у поверхности трения, как правило не искажая ее. На рис. 6, *в* на изломе видны зерна стальной основы, на которых лежит пластичный слой латуни толщиной несколько микрометров с высоким содержанием пор. При больших увеличениях видно, что структура такого слоя состоит из отдельных сферических частиц размерами около 1 мкм и меньше (рис. 6, *г*). При этом мелкодисперсная структура слоя,

сформированная в процессе фрикционного нанесения покрытия при высоких напряжениях и скоростях скольжения, обеспечивает механизм деформирования под действием сдвиговых напряжений при фреттинге путем взаимного поворота и проскальзывания мелких элементов структуры. Это, вероятно, позволяет осуществлять интенсивное деформирование тонких приповерхностных слоев материала по бездислокационному механизму, не приводящему к разрушению и изнашиванию. Реализация такого механизма трения даже на отдельных участках поверхности контакта может уменьшить общий износ.

Наблюдаемые в латунном слое микротрещины (см. рис. 6, *б*), которые не приводят, как это

видно, к разрушению путем отслаивания или выкрашивания покрытия, возможно, являются дополнительным каналом диссипации энергии трения в поверхностном слое не только в результате затраты энергии на образование свободной поверхности трещины, но и благодаря повышению подвижности поверхностных слоев. Образование таких трещин, вероятно, связано с «раскачиванием» при фреттинге приповерхностных зерен стальной основы. Размер областей, ограниченных трещинами на рис. 6, б, соизмерим с размером выявленных в изломе (рис. 6, в) зерен стальной структуры и составляет десятки микрометров.

Мелкодисперсная структура фрикционных латунных слоев, видимая на рис. 6, г, может быть результатом структурной самоорганизации материала в процессе фрикционной обработки вследствие фрагментации, характерной для высоких степеней деформации материалов на основе меди. Наличие в контакте при трении сферических частиц с высокой дисперсностью в виде металлических порошков, геомодификаторов и т. п., как правило, снижает износ. Это, вероятно, связано с диссипацией энергии трения при взаимном перемещении частиц, что защищает от силовых воздействий нижележащие слои материала. На этом же принципе основано и положительное влияние на фрикционные свойства композитных покрытий с мягкой матрицей и более твердыми частицами наполнителя.

Выводы

1. Установлено, что во всех исследованных высоконагруженных сопряжениях деталей машин с использованием для защиты нанопокровов на основе полимерной фторуглеродной композиции и фрикционно-механического латунирования имеет место единый механизм повышения износостойкости при фреттинге в зоне контактного слоя мелкодисперсных частиц благодаря использованию тонкослойных покрытий. Их присутствие может быть обусловлено либо структурной самоорганизацией материала покрытия в процессе фрикционного латунирования, либо формированием композиционной структуры полимерного покрытия с мелкими частицами износа при использовании полимерной композиции. При этом рассмотренные защитные нанопокровы практически исключают коррозионный компонент механизма фреттинг-изнашивания.

2. Дисперсная структура поверхностных слоев мешает реализации обычного дислокационного механизма деформационного упрочнения поверхностных слоев материала с последующим разрушением, когда исчерпывается пластичность в результате передвижения дислокаций в плоскостях скольжения и под действием дислокационных скоплений начинается процесс зарождения трещин, приводящих к износу. Размер дисперсных частиц (от долей микрометра до нескольких микрометров) соизмерим с длиной свободного пробега дислокаций, поэтому они, выходя на границы частиц, не могут образовывать скоплений.

3. Зарождение несплошностей между структурными элементами в этом случае приводит к повышению пористости материала, но компенсируется процессом структурной аккомодации при перемещении мелких частиц, поэтому на таких порах нет повышенной концентрации напряжений и разрушения. Характерно, что даже сетка трещин на износостойких поверхностях не приводит к изнашиванию путем отслоения или выкрашивания поверхностного слоя и, возможно, вносит вклад в повышение диссипативных свойств поверхности. Не исключено, что и образование таких трещин может быть вызвано не только «раскачкой» элементов структуры исходного материала под покрытием: в рамках синергетических представлений о самоорганизации структуры в процессе трения эти трещины можно рассматривать как границы ячеек диссипативной в синергетическом смысле структуры.

4. Исследование поверхностей трения образцов с тонкослойными нанопокровыми показало, что практически во всех случаях снижение износа в испытаниях в режиме фреттинга связано с наличием в зоне контакта мелкодисперсных частиц, что позволяет осуществлять деформирование поверхностных слоев по механизму взаимного поворота и проскальзывания элементов структуры под действием сдвиговых напряжений без разрушения, приводящего к изнашиванию поверхности. Представления о возможности реализации такого «безыносного» механизма при трении позволяют более осознанно подходить к выбору оптимальных материалов для покрытий поверхностей трущихся деталей и в случае фреттинга высоконагруженных сопряжений деталей машин.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием № 9-2642-2014/К от 10 июля 2014 г

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Голего Н.Л., Алябьев А.Я., Шевеля В.В. Фреттинг-коррозия металлов. Киев: Техника, 1974. 272 с.
2. Уотерхауз Р.Б. Фреттинг-коррозия. Л.: Машиностроение, 1976. 272 с.
3. Гаркунов Д.Н., Мельников Э.Л., Гаврилюк В.С. Триботехника. М.: КНОРУС, 2013. 408 с.
4. Дроздов Ю.Н., Юдин Е.Г., Белов А.И. Прикладная трибология (трение, износ и смазка). М.: Эко-Пресс, 2010. 604 с.
5. Zhang W., Xue Q. Fretting wear characteristics of Ni/Cu multilayers electrodeposited on beryllium bronze substrate // *Wear*. 1998. Vol. 214. P. 23–29.
6. Асланян И.Р., Селис Ж.П., Шустер Л.Ш. Фреттинг-коррозия электролитических NiP покрытий // *Трение и износ*. 2011. Т. 32. № 6. С. 556–561.
7. Гинзбург Б.М. Красный В.А., Козырев Ю.П., Булатов В.П. Снижение фреттинг-износа металлов под действием фуллерена C60 // *Трение и износ*. 1997. Т. 18, №4. С. 523–526.
8. Потапов С.И., Федоров А.Б., Булатов В.П., Красный В.А., Седакова Е.Б., Козырев Ю.П. Применение тонкослойных полимерных покрытий для защиты от фреттинг-коррозии крышек коренных подшипников ДВС // *Двигателестроение*. 1996. № 2. С. 31–33.
9. Bulatov V.P., Krasnyy A., Shneider Y.G. Basics of machining methods to yield wear- and fretting-resistive surfaces, having regular roughness pattern // *Wear* 1997. Vol. 208. P. 132–137.
10. ГОСТ 23.211-80. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытаний материалов на изнашивание при фреттинге и фреттинг-коррозии. М., 1980.
11. Булатов В.П. Красный В.А., Киреевко О.Ф., Попов И.Н. Исследование фреттинг-коррозии в условиях высоких контактных нагрузок // *Трение и износ*. 1994. Т. 15, №1. С. 101–108.

REFERENCES

1. Golego N.L., Alyabyev A Ya., Shevelya V.V. Fretting-korroziya metallov. Kiyev: Tekhnika, 1974. 272 s.
2. Uoterkhauz R.B. Fretting-korroziya. L.: Mashinostroyeniye, 1976. 272 s. (rus.)
3. Garkunov D.N., Melnikov E.L., Gavrilyuk V.S. Tribotekhnika. M.: KNORUS, 2013. 408 s. (rus.)
4. Drozdov Yu.N., Yudin Ye.G., Belov A.I. Prikladnaya tribologiya (treniye, iznos i smazka). M.: Eko-Press, 2010. 604 s. (rus.)
5. Zhang W., Xue Q. Fretting wear characteristics of Ni/Cu multilayers electrodeposited on beryllium bronze substrate. *Wear*. 1998. Vol. 214. P. 23–29.
6. Aslanyan I.R., Selis Zh.P., Shuster L.Sh. Fretting-korroziya elektroliticheskikh NiP pokrytyiy. *Treniye i iznos* Т. 32, № 6. 2011. S. 556–561. (rus.)
7. Ginzburg B.M. Kozyrev Yu.P., Bulatov V.P. Snizheniye fretting-iznosa metallov pod deystviyem fullerena C60. *Treniye i iznos*. 1997. Т. 18, №4. S. 523–526. (rus.)
8. Potapov S.I., Fedorov A.B., Bulatov V.P., Krasnyy V.A., Sedakova Ye.B., Kozyrev Yu.P. Primeneniye tonkosloynnykh polimernykh pokrytyiy dlya zashchity ot fretting-korrozii kryshek korennykh podshpnykov DVS. *Dvigatelistroyeniye*. 1996. № 2. S. 31–33. (rus.)
9. Bulatov V.P., Krasnyy V.A., Shneider Y.G. Basics of machining methods to yield wear- and fretting-resistive surfaces, having regular roughness pattern. *Wear*. 1997. Vol. 208. P. 132–137.
10. ГОСТ 23.211-80. Obespecheniye iznosostoykosti izdeliy. Metod ispytaniy materialov na iznashivaniye pri frettinge i fretting-korrozii. М., 1980 (rus.)
11. Bulatov V.P. Krasnyy V.A., Kireyenko O.F., Popov I.N. Issledovaniye fretting-korrozii v usloviyakh vysokikh kontaknykh nagruzok. *Treniye i iznos*. 1994. Т. 15, №1. S. 101–108. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

МАКСАРОВ Вячеслав Викторович – доктор технических наук профессор Национального минерально-сырьевого университета «Горный».

199106, Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21 линия д.2.

E-mail: maks78.54@mail.ru

MAKSAROV Viacheslav V. – National Mineral Resources University.

2, line 21 V.O., St. Petersburg, Russia, 199106.

E-mail: maks78.54@mail.ru

КРАСНЫЙ Виктор Адольфович – кандидат технических наук доцент Национального минерально-сырьевого университета «Горный».

199106, Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21 линия д.2.

E-mail: vikras1955@yandex.ru

KRASNIY Viktor A. – National Mineral Resources University.

2, line 21 V.O., St. Petersburg, Russia, 199106.

E-mail: vikras1955@yandex.ru



DOI 10.5862/JEST/14

УДК 623.438.3-23

О.А. Усов, Г.С. Белоутов, Р.Н. Корольков, А.В. Лойко

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВОЕННОЙ ГУСЕНИЧНОЙ МАШИНЫ С ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ТРАНСМИССИЕЙ И ГИБРИДНОЙ СИЛОВОЙ УСТАНОВКОЙ

O.U. Usov, G.S. Beloutov, R.N. Korol'kov, A.L. Loyko

DYNAMIC AND FUNCTIONAL SPECIFICATIONS OF A MILITARY TRACKED VEHICLE WITH ELECTROMECHANICAL TRANSMISSION AND A HYBRID POWER UNIT

Приведены тепловая характеристика прямолинейного движения и предельные тяговые характеристики равномерного поворота военной гусеничной машины (ВГМ) с электромеханической трансмиссией ЭМТ, которые сопоставимы с аналогичными характеристиками перспективной ВГМ с механической трансмиссией. Проанализированы показатели работы ЭМТ при повороте ВГМ вокруг центра масс. Представлены результаты расчета разгона и торможения ВГМ без использования остановочных тормозов. Расчет разгонной характеристики выполнен для движения на ровной дороге с твердым покрытием и на грунтовой дороге с типичными неровностями. Проведенное сравнение показывает, что по функциональным характеристикам ВГМ с ЭМТ не уступает ВГМ с МТ, а по динамическим значительно (существенно) превосходит.

ВОЕННАЯ ГУСЕНИЧНАЯ МАШИНА; ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ТРАНСМИССИЯ; МЕХАНИЧЕСКАЯ ТРАНСМИССИЯ; ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ВГМ; РАЗГОННАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА; ТОРМОЗНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА; ПОВОРОТ ВОКРУГ ЦЕНТРА МАСС.

Military tracked vehicles, electric transmission, mechanical transmission, the functional characterization of military tracked vehicles, acceleration characteristic, braking characteristic, rotating around the center of mass. The thermal characteristics of rectilinear motion and limiting traction characteristics even turn military tracked vehicle with electromechanical transmission are shown that are comparable with similar characteristics perspective military tracked vehicles with a mechanical transmission. We analyzed the performance of the electromechanical transmission military tracked vehicles when turning around the center of mass. The results of the calculation of the acceleration and deceleration military tracked vehicle with electromechanical transmission without use stopping brakes are demonstrated. Calculation of acceleration characteristics to move on a flat road paved and dirt road with typical irregularities is made. The comparison shows that the functional characteristics of military tracked vehicle with electromechanical transmission hybrid power plant is not inferior to a military tracked vehicle with a mechanical transmission, and on dynamic characteristics far superior.

MILITARY TRACKED VEHICLES; ELECTRIC TRANSMISSION; MECHANICAL TRANSMISSION; THE FUNCTIONAL CHARACTERIZATION OF MILITARY TRACKED VEHICLES; ACCELERATION CHARACTERISTIC; BRAKING CHARACTERISTIC; ROTATING AROUND THE CENTER OF MASS.

Рассматривается вариант военной гусеничной машины (ВГМ) с электромеханической трансмиссией (ЭМТ) и гибридной силовой установкой (ГСУ) на шасси перспективной ВГМ.

ЭМТ разработана на основе методики [1] как альтернатива механической трансмиссии (МТ) перспективной ВГМ. Все ее конструктивные характеристики приведены в [2]. Основной це-

лью при разработке ЭМТ было повышение характеристик подвижности и топливной экономичности перспективной ВГМ за счет использования ЭМТ с гибридной силовой установкой. При этом оценка показателей ВГМ с ЭМТ ведется в сравнении с перспективной ВГМ, имеющей семикатковое шасси и увеличенные динамические ходы катков. В машине сравнения используются двигатель с максимальной мощностью 1109 кВт (1500 л.с.) и механическая трансмиссия с гидрообъемным механизмом поворота, имеющая восемь передач переднего хода и полный реверс.

Задача настоящей статьи – дать расчетную оценку функциональных и динамических харак-

теристик ВГМ с ЭМТ и ГСУ в сопоставлении с аналогичными характеристиками ВГМ с МТ.

Основные функциональные характеристики ВГМ: тяговая характеристика прямолинейного движения и предельные тяговые характеристики равномерного поворота. Для их расчета для ВГМ с ЭМТ созданы специальные методики [3], базирующиеся на методах, изложенных в [4, 5], и учитывающие специфику ЭМТ с ГСУ.

Для ВГМ с ЭМТ расчетная тяговая характеристика приведена в табл. 1 и на рис. 1. При расчете этой характеристики принято, что тяговые электродвигатели работают на максимальной внешней характеристике, получая энергию как от теплового двигателя, так и от накопителей энергии (НЭ). Потери мощности в узлах ЭМТ,

Таблица 1

Тяговая характеристика прямолинейного движения ВГМ с ЭМТ и ГСУ

<i>Первый диапазон</i>									
V , км/ч	1,81	3,61	5,42	7,23	10,41	13,60	16,78	19,97	23,15
f_d	0,771	0,770	0,770	0,769	0,517	0,384	0,301	0,245	0,204
<i>Второй диапазон</i>									
V , км/ч	5,87	11,74	17,61	23,49	33,83	44,18	54,53	64,87	75,22
f_d	0,222	0,220	0,218	0,217	0,134	0,089	0,060	0,039	0,022

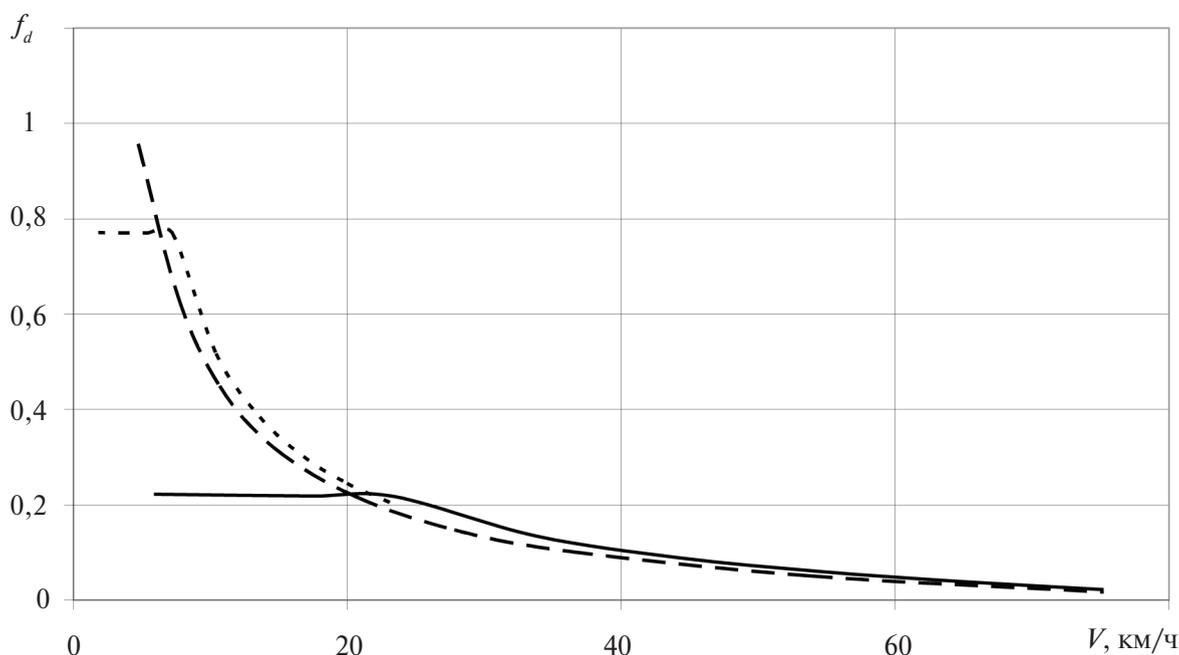


Рис. 1. Тяговые характеристики прямолинейного движения перспективной ВГМ с ЭМТ и МТ:
 --- 1-й диапазон ЭМТ; — — 2-й диапазон ЭМТ; — — МТ

включая генератор, тяговые электродвигатели, преобразователи тока (инверторы), а также в ходовой части ВГМ учитывались в зависимости от их нагрузки и скоростных параметров работы. Отбор мощности на привод вспомогательных агрегатов принимался максимальным.

Фактическая тяговая характеристика ВГМ с МТ представлена в табл. 2, а усредненная по передачам – на рис. 1.

Для наглядного сопоставления тяговых характеристик ВГМ для вариантов с ЭМТ и с МТ на рис. 1 приведены их совмещенные характеристики. При этом для ВГМ с механической трансмиссией приведена сглаженная тяговая характеристика в виде усредненной кривой, проведенной через средние значения удельной силы тяги в зонах перекрытия передач по скорости движения.

За счет восьми передач переднего хода значения удельной силы тяги в зоне минимальных скоростей (менее 6 км/ч) у ВГМ с МТ больше, чем у ВГМ с ЭМТ. Это, однако, не принципиально, так как полученные для ЭМТ и ГСУ тяговые характеристики обеспечивают технические требования к современной быстроходной ВГМ [6]. Максимальное значение удельной силы тяги на первом диапазоне составляет $f_d = 0,771$. Это обеспечивает возможность подъема в гору с углом до 35 градусов. При максимальной скорости движения 75 км/ч расчетное значение удельной силы тяги составляет $f_d = 0,022$, что обеспечивает возможность движения с указанной скоростью на ровных дорогах с твердым покрытием и соответствует требованиям [6].

Тяговые возможности ВГМ с МТ в зоне высоких скоростей движения несколько ниже тре-

Таблица 2

Тяговая характеристика прямолинейного движения ВГМ с МТ

<i>Первая передача</i>									
V , км/ч	4,72	5,08	5,44	5,80	6,17	6,53	6,89	7,26	7,62
f_d	0,957	0,970	0,907	0,861	0,819	0,772	0,732	0,689	0,637
<i>Вторая передача</i>									
V , км/ч	6,60	7,11	7,61	8,12	8,63	9,14	9,64	10,15	10,66
f_d	0,680	0,689	0,643	0,611	0,580	0,546	0,518	0,486	0,449
<i>Третья передача</i>									
V , км/ч	9,11	9,81	10,51	11,21	11,91	12,61	13,31	14,01	14,71
f_d	0,488	0,495	0,461	0,437	0,415	0,389	0,368	0,345	0,318
<i>Четвертая передача</i>									
V , км/ч	12,75	13,73	14,71	15,69	16,67	17,65	18,64	19,62	20,60
f_d	0,341	0,345	0,321	0,304	0,287	0,269	0,254	0,237	0,217
<i>Пятая передача</i>									
V , км/ч	17,21	18,54	19,86	21,19	22,51	23,84	25,16	26,48	27,81
f_d	0,240	0,243	0,225	0,212	0,199	0,186	0,174	0,162	0,147
<i>Шестая передача</i>									
V , км/ч	22,42	24,14	25,87	27,59	29,32	31,04	32,77	34,49	36,22
f_d	0,176	0,178	0,164	0,154	0,144	0,133	0,124	0,114	0,102
<i>Седьмая передача</i>									
V , км/ч	33,26	35,82	38,38	40,94	43,50	46,05	48,61	51,17	53,73
f_d	0,104	0,105	0,095	0,088	0,081	0,073	0,066	0,059	0,051
<i>Восьмая передача</i>									
V , км/ч	46,57	50,15	53,73	57,31	60,89	64,48	68,06	71,64	75,22
f_d	0,060	0,060	0,052	0,046	0,041	0,035	0,029	0,024	0,017

бований [6] и ограничиваются максимальной мощностью двигателя

Широкий скоростной диапазон тяговых электродвигателей ЭМТ позволяет обойтись всего двумя диапазонами в коробке диапазонов (КД). При этом обеспечивается перекрытие тяговых характеристик на первом и втором диапазонах без провала на стыке диапазонов. Достаточно большое значение максимальной удельной силы тяги на втором диапазоне ($f_d = 0,222$) позволяет двигаться в средних и легких дорожных условиях и в большинстве случаев обходиться без переключения диапазонов при движении, даже преодолевая подъем до 10° . Трогание с места и разгон ВГМ в этих условиях можно осуществлять при включенном втором диапазоне, и в процессе разгона не будет потерь на переключение диапазонов.

Предельные тяговые характеристики равномерного поворота ВГМ с ЭМТ показывают, с какими минимальными действительными радиусами в зависимости от скорости движения возможны повороты машины на первом и втором диапазонах. Ограничения возможны либо по нагрузке тягового электродвигателя на забегаю-

щем борту, либо по кинематике, когда частота вращения вала этого электродвигателя достигает предельного значения, либо по предельной мощности теплового двигателя. На легких грунтах ограничения возможны по заносу машины.

При расчете равномерного поворота ВГМ с ЭМТ принималось, что НЭ при повороте не используются, т.е. оценка работы ЭМТ в криволинейном движении проводится независимо от степени заряда НЭ

Расчетные кривые предельных тяговых характеристик равномерного поворота ВГМ с ЭМТ и с МТ приведены на рис. 2. Расчет выполнен для среднестатистического грунта с параметрами $f_c = 0,03$ и $\mu_{c\max} = 0,65$.

Для более детального анализа причин ограничения радиусов поворота у ВГМ с ЭМТ и ГСУ в табл. 3 приведена расширенная информация по рассмотренным режимам равномерного поворота. В таблице обозначены: V – скорость движения ВГМ; R_d – минимально возможный действительный радиус поворота; R_3 – радиус поворота, при котором на рассматриваемом грунте начинается занос; N_1 – мощность тягового электродвигателя на забегающем борту; n_1 –

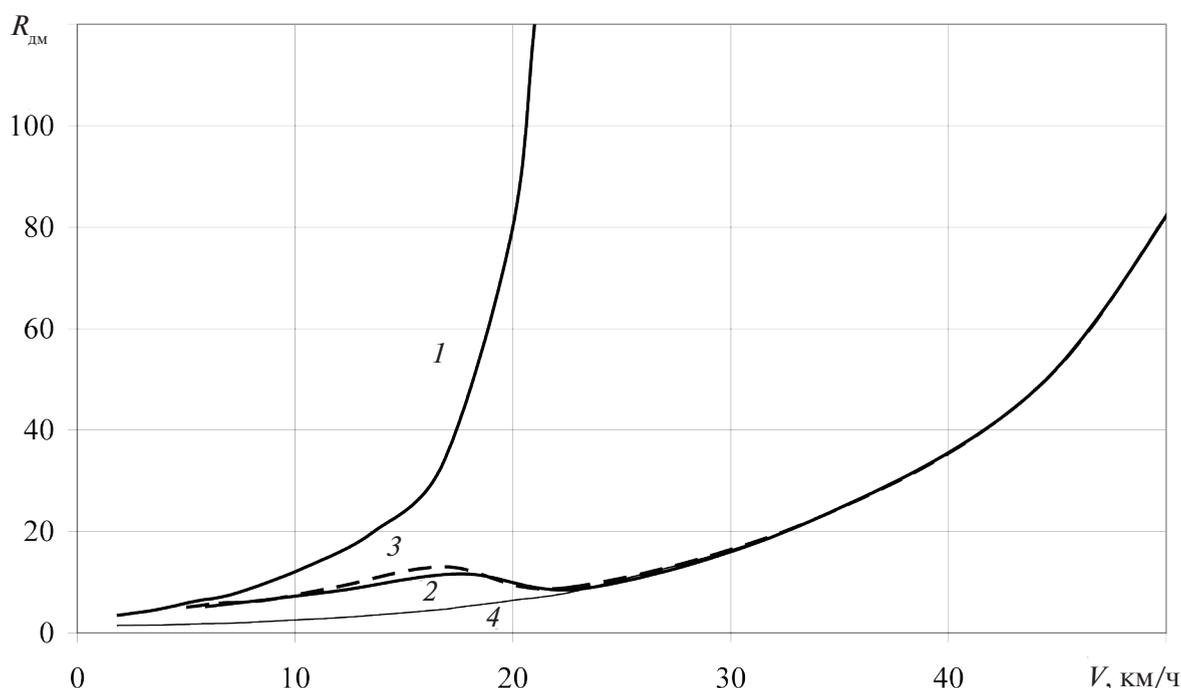


Рис. 2. Предельные тяговые характеристики равномерного поворота ВГМ на грунте с параметрами

$$f_c = 0,03 \text{ и } \mu_{c\max} = 0,65$$

1 – ЭМТ, 1-й диапазон; 2 – ЭМТ, 2-й диапазон; 3 – МТ; 4 – кривая ограничений по заносу

частота вращения вала электродвигателя забегающего борта; N_2 — мощность тягового электродвигателя на отстающем борту; n_2 — частота вращения вала электродвигателя отстающего борта.

Как следует из табл. 3, на втором диапазоне в скоростном диапазоне 23–45 км/ч ограничение радиусов поворота обусловлено только условиями заноса машины, а при более низких скоростях радиус поворота ограничивается мощностью тягового электродвигателя на забегающем борту. На первом диапазоне ограничение происходит при достижении частотой вращения вала электродвигателя забегающего борта максимального значения 10000 об/мин и поворот с меньшим радиусом возможен только со снижением скорости движения ВГМ.

Сравнение предельных тяговых характеристик равномерного поворота показывает, что у электромеханической трансмиссии на втором диапазоне допустимые радиусы поворота практически совпадают с предельными радиусами поворота при механической трансмиссии.

Важным функциональным требованием к современной ВГМ является возможность пово-

рота на месте вокруг центра масс. Принятая схема электромеханической трансмиссии для перспективной ВГМ обеспечивает поворот на месте как на первом диапазоне, так и на втором. При этом по условиям загрузки тяговых электродвигателей и теплового двигателя возможен поворот на месте практически на любом грунте, в том числе и на тяжелом (с максимальным коэффициентом сопротивления повороту $\mu_{c\max} = 1,00$ на первом диапазоне и $\mu_{c\max} = 0,80$ на втором диапазоне).

Расчет по методике [3] показывает, что при включенном первом диапазоне максимально возможная теоретическая угловая скорость поворота составляет 0,842 рад/с и ограничивается максимальными частотами вращения валов электродвигателей 10000 об/мин. Расчетная мощность на каждом электродвигателе при этом равна 354 кВт. В соответствии с современным требованием максимальная теоретическая угловая скорость равномерного поворота должна быть не менее 1,0 рад/с (57,3 град/с). В рассматриваемой ЭМТ это обеспечивается при повороте на месте при включенном втором диапазоне и частоте вращения валов электродвигателей

Таблица 3

Параметры режимов равномерного поворота на минимально возможных действительных радиусах поворота ВГМ с ГМТ

<i>Первый диапазон</i>								
V , км/ч	1,81	3,61	5,42	7,23	10,41	13,60	16,78	19,97
R_d , м	3,40	4,50	6,20	7,70	12,80	19,90	33,30	39,30
R_3 , м	1,44	1,52	1,71	1,91	2,60	3,46	4,60	6,39
N_1 , кВт	396	367	351	342	310	281	257	216
n_1 , об/мин	10000	10000	10000	10000	10000	10000	10000	10000
N_2 , кВт	15	8	2	–1	–2	5	21	53
n_2 , об/мин	–9211	–7346	–5514	–4247	–1102	1484	4083	7110
<i>Второй диапазон</i>								
V , км/ч	5,87	11,74	17,61	23,49	33,83	44,18		
R_d , м	5,10	8,10	11,60	8,86	22,30	48,67		
R_3 , м	1,78	2,88	5,09	8,86	22,30	48,67		
N_1 , кВт	500	500	500	500	327	344		
n_1 , об/мин	4516	4948	5565	9400	7331	7472		
N_2 , кВт	6	–7	–10	–123	62	180		
n_2 , об/мин	–2955	–1925	–947	–3186	1542	4193		

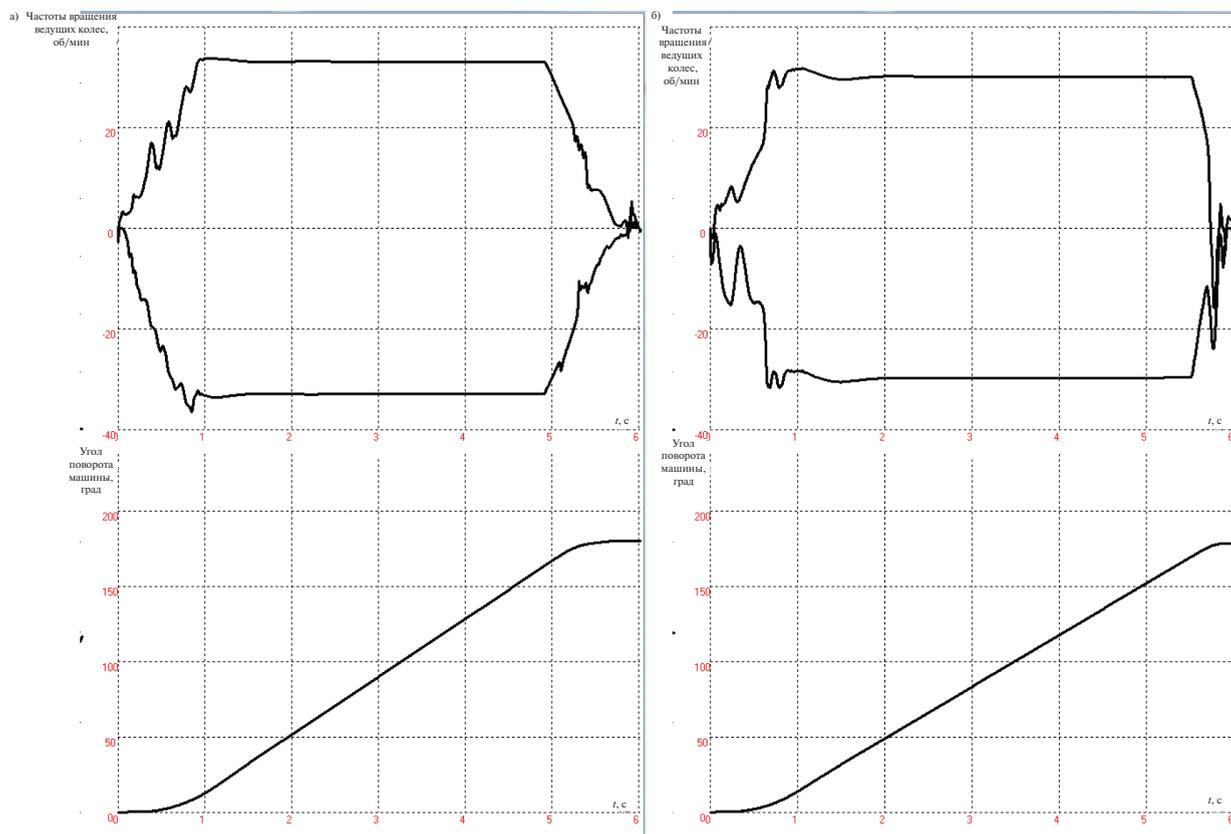


Рис. 3. Результаты моделирования поворота на месте вокруг центра масс перспективной ВГМ с ЭМТ (а) и с МТ (б) на грунте с параметрами $f_c = 0,06$ и $\mu_{\max} = 0,80$

3658 об/мин. Расчетная мощность при этом на каждом электродвигателе составляет 326 кВт при повороте на грунте с параметрами $f_c = 0,04$ и $\mu_{\max} = 0,80$.

Поворот состоит из входа в поворот, движения в повороте и выхода из поворота. Представляет интерес динамичность процесса поворота ВГМ с рассматриваемыми трансмиссиями. Особый интерес представляет поворот на месте вокруг центра масс, как наиболее тяжелый. На рис. 3 совмещены результаты моделирования поворота на месте вокруг центра масс ВГМ с ЭМТ (рис. 3, а) и с МТ (рис. 3, б).

Приведенные графики представляют собой распечатки с экрана монитора. Каждый рисунок состоит из двух графиков. На верхнем графике приводятся кривые изменения во времени частот вращения ведущих колес забегающего и отстающего бортов. На нижнем – кривая изменения угла поворота машины. Моделирование режимов поворота выполнено по программе [7].

В электромеханической трансмиссии поворот осуществляется за счет работы тяговых электродвигателей в противоположных направлениях (один из электродвигателей работает в режиме полного реверса по отношению к другому). В ВГМ с механической трансмиссией поворот на месте осуществляется при включенной нейтрали в коробке перемены передач. В ВГМ используется комбинированный дифференциальный механизм поворота, в котором параллельно ветви с гидрообъемной передачей максимальной мощностью 500 кВт имеется механическая ветвь передачи мощности к механизму поворота при включении управляемых фрикционных узлов. За счет этого поворот возможен практически на любом реальном грунте, в том числе и на расчетном грунте.

Время поворота выбрано таким образом, чтобы получить суммарный угол поворота 180 градусов (полный разворот машины на месте). Затраты времени на разворот машины в вариантах

ЭМТ и МТ очень близки. Около 6 сек. затрачивается на поворот ВГМ на 180 градусов, включая стадии входа в поворот, установившегося поворота и выхода из поворота. Как видно из рис. 3, продолжительность (интенсивность) входа в поворот и выхода из него, характеризующая динамику движения при развороте, у обеих ВГМ практически одинакова

В целом можно считать, что ни один из рассмотренных вариантов трансмиссии не имеет преимуществ по режиму поворота (в том числе и разворота на месте) по сравнению с другим вариантом.

Разгонные и тормозные характеристики ВГМ входят в число важнейших характеристик, определяющих интегральные характеристики подвижности. Расчет разгонных характеристик выполнен по методике [8] и программе [9] для двух типов дорог: для ровной дороги с твердым покрытием и расчетным коэффициентом сопротивления прямолинейному движению $f_c = 0,02$ и для типичной грунтовой дороги со средней величиной неровностей 126 мм и коэффициентом сопротивления прямолинейному движению $f_c = 0,07$ [10].

Расчет выполнен для перспективной ВГМ с ЭМТ и ГСУ и с МТ. В процессе разгона на обеих

ВГМ рассматривалось максимально возможное использование мощности тепловых двигателей. При этом для ВГМ с ЭМТ из-за особенности внешней характеристики тяговых электродвигателей управление моторно-трансмиссионной установкой было представлено двумя этапами.

На этапе разгона при частоте вращения валов электродвигателей менее номинальной система автоматического управления ЭМТ реализует работу электродвигателей с максимальным крутящим моментом, а для обеспечения минимального расхода топлива – работу теплового двигателя на переменном режиме с возрастающей мощностью, соответствующей мощности электродвигателей, реализуемой на текущем режиме.

На втором этапе, т.е. при работе тяговых электродвигателей с частотой вращения валов более номинальной, система управления обеспечивает постоянную работу теплового двигателя и тяговых электродвигателей на режиме максимальной мощности, а также подключает накопители энергии к дополнительному питанию электродвигателей.

На всем периоде разгона ВГМ с ЭМТ учитывается среднестатистическое значение отбора

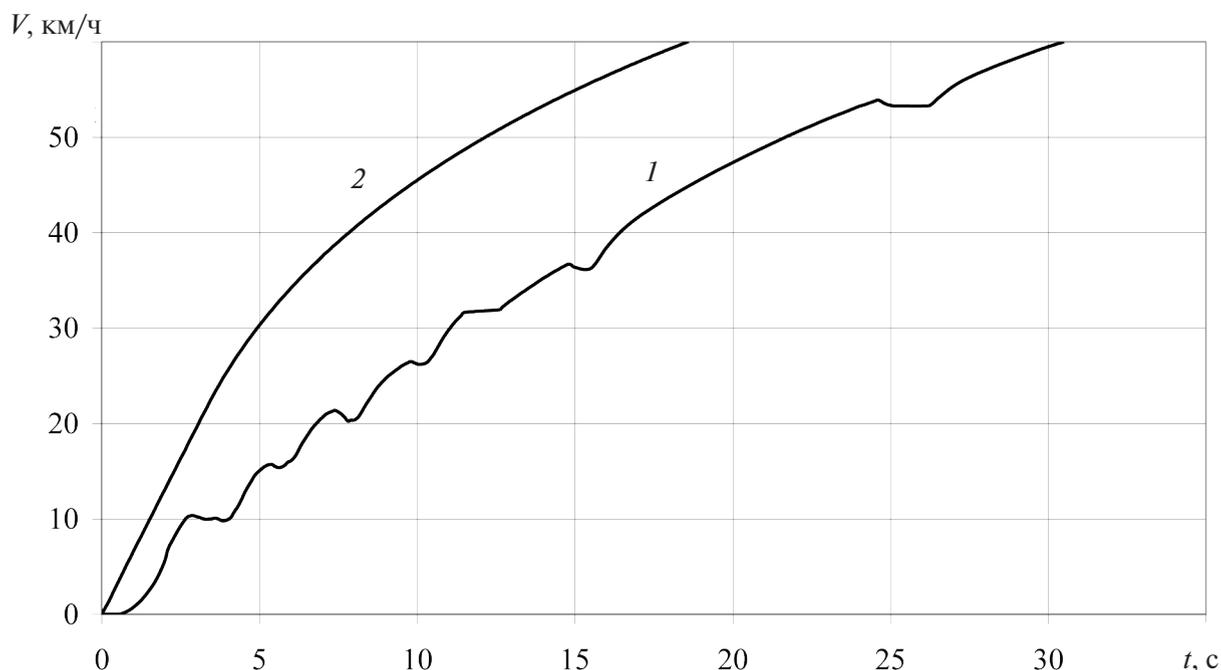


Рис. 4. Разгонные характеристики на ровной дороге с твердым покрытием
1 – перспективная ВГМ с МТ; 2 – ВГМ с ЭМТ и ГСУ

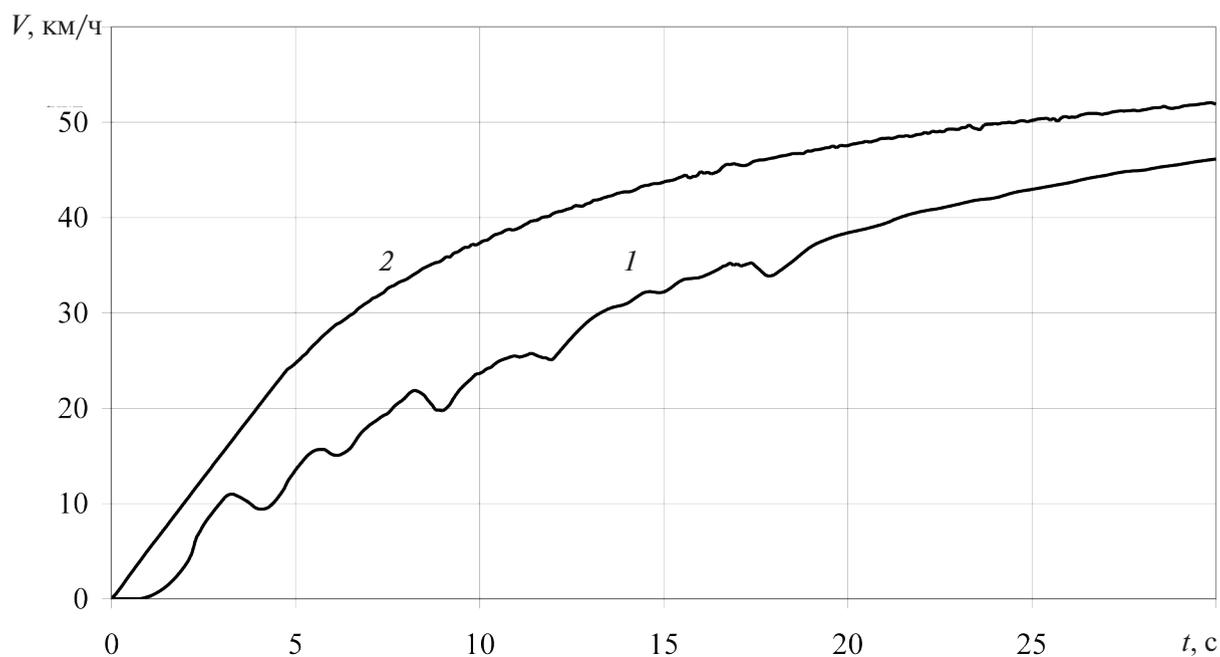


Рис. 5. Разгонные характеристики рассматриваемых ВГМ на грунтовой дороге со средней высотой неровностей 126 мм ($f_c = 0,07$) при разгоне в течение 30 с: 1 – перспективная ВГМ с МТ; 2 – ВГМ с ЭМТ и ГСУ

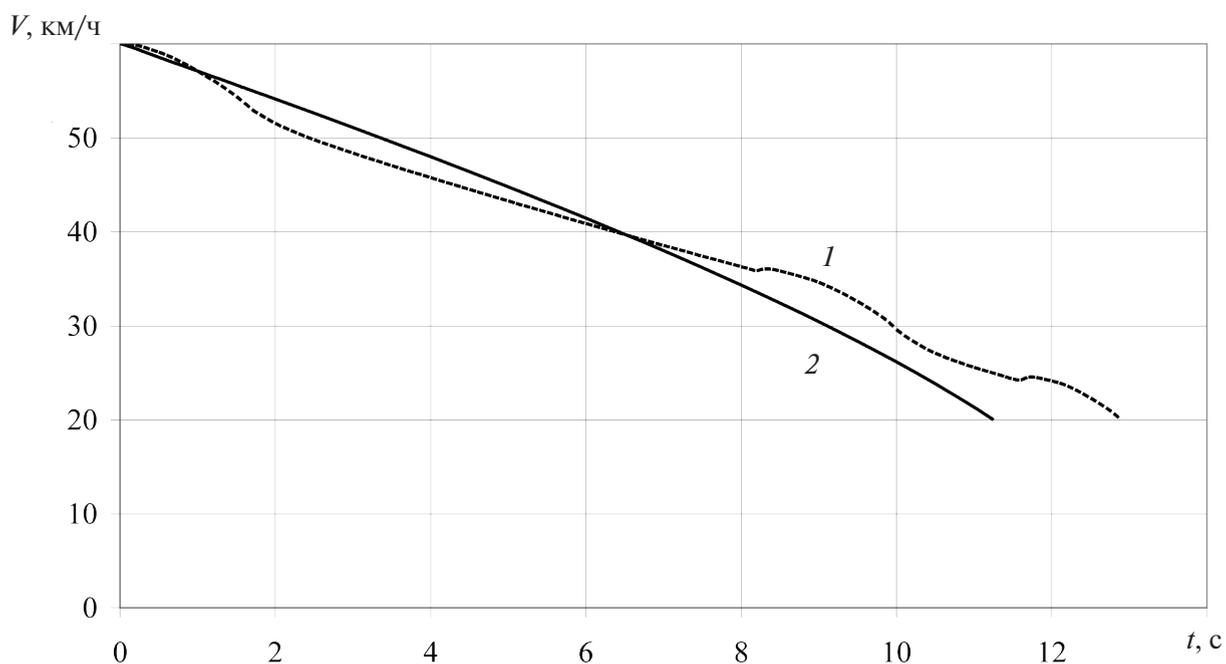


Рис. 6. Тормозные характеристики рассматриваемых ВГМ на ровной дороге с твердым покрытием ($f_c = 0,02$) 1 – ВГМ с МТ; 2 – ВГМ с ЭМТ и ГСУ

мощности на привод вспомогательных агрегатов, равное 0,48 от максимального.

Разгонные характеристики на ровной дороге с твердым покрытием для двух вариантов машины приведены на рис. 4. Расчет выполнен до скорости 60 км/ч.

Как следует из приведенных графиков, минимальное время разгона у ВГМ с ЭМТ равно 18,6 с, а у ВГМ с МТ время разгона составляет 30,5 с. Столь существенные преимущества в интенсивности разгона у ВГМ с ЭМТ объясняются, с одной стороны, отсутствием потерь скорости на переключения передач, а с другой стороны, наиболее эффективным использованием тяговых возможностей машины за счет постоянной реализации максимальной мощности тяговых электродвигателей при использовании в процессе разгона накопителей энергии.

Поскольку на грунтовой дороге с неровностями и коэффициентом сопротивления прямолинейному движению $f_c = 0,07$ тяговые возможности машин на высоких скоростях ограничены, расчет процесса разгона выполнен в течение 30 с. На рис. 5 представлены соответствующие разгонные характеристики.

На грунтовой дороге с неровностями профиля дорожного полотна машина с ЭМТ также имеет преимущества по разгону по сравнению с механической трансмиссией. За 30 секунд она разгоняется до скорости 51,9 км/ч, а перспективная ВГМ с механической трансмиссией – до скорости 46,1 км/ч.

Для ровной дороги с твердым покрытием в дополнение к разгонным характеристикам выполнен расчет тормозных характеристик с на-

чальной скорости 60 км/ч до скорости 20 км/ч без использования остановочных тормозов. Рассматривалось движение по ровной дороге с твердым покрытием и расчетным коэффициентом сопротивления прямолинейному движению $f_c = 0,02$. Для оценки тормозных характеристик ВГМ выполнены расчеты, которые включают максимальный режим электродинамического торможения ВГМ с ЭМТ на втором диапазоне и режим торможения двигателем ВГМ с МТ.

При торможении ВГМ с МТ по мере снижения скорости движения проводятся переключения передач в соответствии со штатным алгоритмом управления.

Результаты расчета приведены на рис. 6.

Как следует из рис. 6, и по тормозным характеристикам ВГМ с ЭМТ имеет преимущество по сравнению с ВГМ с МТ, что важно при комплексной оценке подвижности.

Выводы

Разработанные методики и программы позволяют проводить расчет основных функциональных характеристик с ЭМТ и ГСУ. В основу указанных методик положены методы, используемые для расчета аналогичных характеристик ВГМ с механическими и гидромеханическими трансмиссиями, что позволяет проводить сравнительный анализ ЭМТ и МТ

ВГМ с электромеханической трансмиссией и гибридной силовой установкой по функциональным характеристикам не уступает ВГМ с механической трансмиссией, а по разгонным и тормозным характеристикам значительно превосходит ее.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Усов О.А., Белоутов Г.С., Гусев, М.Н. [и др.]. Основные варианты схемы электромеханической трансмиссии гибридного типа и методика определения параметров ее агрегатов для военных гусеничных машин // Актуальные проблемы защиты и безопасности: Труды семнадцатой Всероссийской научно-практической конференции РАРАН (1 - 4 апреля 2014 г.) Т. 3. Бронетанковая техника и вооружение. М.: Изд-во РАРАН, 2014. С. 111–122.
2. Усов О.А., Гусев М.Н., Лойко А.В., Макаров А.С. Электромеханическая трансмиссия для ВГМ с гибридной силовой установкой / СПб.: Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2015. №2(219). С. 167–174.
3. Кузнецов И.С., Усов О.А., Корольков Р.Н., Белоутов Г.С. Программа расчета показателей функционирования и долговечности узлов электромеханических передач № 035.08 ПП / ВНИИТрансмаш. СПб.: 2014.
4. Кузнецов И.С., Усов О.А., Корольков Р.Н., Белоутов Г.С. Программа расчета тяговых характеристик прямолинейного движения транспортных машин № 035.15 ПП / ВНИИТрансмаш. СПб., 2005.
5. Кузнецов И.С., Усов О.А., Корольков Р.Н., Белоутов Г.С. Программа расчета предельной характеристики равномерного поворота транспортной машины № 035.20 ПП / ВНИИТрансмаш. СПб., 2005.

6. **ОСТ В3-6889-97.** Машины гусеничные военные. Трансмиссии военных гусеничных машин. Общие технические требования / ВНИИТрансмаш. СПб., 1997.

7. **Кузнецов И.С., Усов О.А., Корольков Р.Н., Белоутов Г.С.** Программа расчета динамических процессов в переходных режимах работы моторно-трансмиссионных установок транспортных машин № 035.03 ПП / ВНИИТрансмаш. СПб., 2014.

8. **ОСТ В3-5971-94.** Трансмиссии военных гусеничных машин. Метод расчета динамических процессов в переходных режимах работы / ВНИИТМ, СПб., 1994.

9. **Белоутов Г.С., Гусев М.Н., Усов О.А.** Программа расчета динамических процессов в пере-

ходных режимах работы моторно-трансмиссионных установок транспортных машин // Актуальные проблемы защиты и безопасности: Труды десятой Всероссийской научно-практической конференции РАРАН (1–4 апреля 2007 г) Т.3. Бронетанковая техника и вооружение. СПб.: Изд-во РАРАН, 2007. С. 204–207.

10. **Рождественский С.В., Усов О.А.** Оценка скоростных возможностей танка в бою по критериям максимальной подвижности // Труды семнадцатой Всероссийской научно-практической конференции РАРАН (1–4 апреля 2014 г) Т.3. Бронетанковая техника и вооружение., М: Изд-во РАРАН, 2014. С. 131–135.

REFERENCES

1. **Usov O.A., Beloutov G.S., Gusev, M.N. [i dr.]** Osnovnyye varianty skhemy elektromekhanicheskoy transmicii gibridnogo tipa i metodika opredeleniya parametrov yeye agregatov dlya voyennykh gusenichnykh mashin. [The main optionschemes hybrid electromechanical transmission type and method of determining the parameters of its units for military tracked vehicles]. *Aktualnyye problemy zashchity i bezopasnosti: Trudy semnadsatoy Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii RARAN* (1–4 aprelya 2014 g.) T. 3. *Bronetankovaya tekhnika i vooruzheniye.*, M: Izd-vo RARAN, 2014. S.111–122 (rus.)

2. **Usov O.A., Gusev M.N., Loyko A.V., Makarov A.S.** Elektromekhanicheskaya transmissiya dlya VGM s gibridnoy silovoy ustanovkoy. [Electromechanical transmission for military tracked vehicle with hybrid power plant]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2015. № 2(219). S. 167–174 (rus.)

3. **Kuznetsov I.S., Usov O.A., Korolkov R.N., Beloutov G.S.** Programma rascheta pokazateley funktsionirovaniya i dolgovechnosti uzlov elektromekhanicheskikh peredach № 035.08 PP [Program for calculating performance indicators and durability electromechanical assemblies gear] / VNIITransmash. SPb., 2014. (rus.)

4. **Kuznetsov I.S., Usov O.A., Korolkov R.N., Beloutov G.S.** Programma rascheta tyagovykh kharakteristik pryamolineynogo dvizheniya transportnykh mashin № 035.15 PP [The program of calculation of traction performance linear motion of transport vehicles] / VNIITransmash. – SPb., 2005. (rus.)

5. **Kuznetsov I.S., Usov O.A., Korolkov R.N., Beloutov G.S.** Programma rascheta predelnoy kharakteristiki ravnomernogo povorota transportnoy mashiny № 035.20 PP [The calculation program limiting characteristic uniform rotation transport car] / VNIITransmash. SPb., 2005.

6. **OST V3-6889-97.** Mashiny gusenichnyye voyennyye. Transmissii voyennykh gusenichnykh mashin.

Obshchiye tekhnicheskiye trebovaniya[V3-6889-97 industry standard. Machinery tracked military. Transmissions military tracked vehicles. General specifications] / VNIITransmash. SPb., 1997. (rus.)

7. **Kuznetsov I.S., Usov O.A., Korolkov R.N., Beloutov G.S.** Programma rascheta dinamicheskikh protsessov v perekhodnykh rezhimakh raboty motorno-transmissionnykh ustanovok transportnykh mashin № 035.03 PP [The program of calculation of dynamic processes in the transition modes engine-transmission systems of transport vehicles] / VNIITransmash, SPb., 2014. (rus.)

8. **OST V3-5971-94.** Transmissii voyennykh gusenichnykh mashin. Metod rascheta dinamicheskikh protsessov v perekhodnykh rezhimakh raboty. [OST V3-5971-94. Transmissions military tracked vehicles. The method of calculation of dynamic processes in the transition modes.] / VNIITM, SPb., 1994. (rus.)

9. **Beloutov G.S., Gusev M.N., Usov O.A.** Programma rascheta dinamicheskikh protsessov v perekhodnykh rezhimakh raboty motorno-transmissionnykh ustanovok transportnykh mashin [The program of calculation of dynamic processes in the transition modes engine-transmission systems of transport vehicles]. *Aktualnyye problemy zashchity i bezopasnosti: Trudy desyatoy Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii RARAN* (1–4 aprelya 2007 g.) T.3. *Bronetankovaya tekhnika i vooruzheniye.*, SPb: Izd-vo RARAN, 2007. S. 204–207(rus).

10. **Rozhdestvenskiy S.V., Usov O.A.** Otsenka skorostnykh vozmozhnostey tanka v boyu po kriteriyam maksimalnoy podvizhnosti [Evaluation of high-speed capabilities of the tank in the battle on the criteria of maximum mobility]. *Trudy semnadsatoy Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii RARAN* (1–4 aprelya 2014g.) T.3. *Bronetankovaya tekhnika i vooruzheniye.* M: Izd-vo RARAN, 2014. S. 131–135.(rus)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

УСОВ Олег Александрович – кандидат технических наук генеральный директор Открытого акционерного общества «Всероссийский научно-исследовательский институт транспортного машиностроения».

198323, Санкт-Петербург, ул. Заречная, д.2.

E-mail: usov496@mail.ru

USOV Oleg A. – Public joint-stock company Russian Mobile Vehicle Engineering Institute.

2, Zarechnaya St., St. Petersburg, 198323.

E-mail: usov496@mail.ru

БЕЛОУТОВ Геннадий Сергеевич – кандидат технических наук ведущий научный сотрудник открытое акционерного общества «Всероссийский научно-исследовательский институт транспортного машиностроения».

198323, Санкт-Петербург, ул. Заречная, д.2.

E-mail: tm@vniitransmash.ru

BELOUTOV Gennadii S. – Public joint-stock company The Russian Mobile Vehicle Engineering Institute.

2, Zarechnaya St., St. Petersburg, 198323.

E-mail: tm@vniitransmash.ru

КОРОЛЬКОВ Рудольф Николаевич – кандидат технических наук ведущий инженер Открытого акционерного общества «Всероссийский научно-исследовательский институт транспортного машиностроения».

198323, Санкт-Петербург, ул. Заречная, д.2.

E-mail: aleksandr.loyko@inbox.ru

KOROL'KOV Rudolf N. – Public joint-stock company The Russian Mobile Vehicle Engineering Institute.

2, Zarechnaya St., St. Petersburg, 198323.

E-mail: aleksandr.loyko@inbox.ru

ЛОЙКО Александр Владимирович – инженер Открытого акционерного общества «Всероссийский научно-исследовательский институт транспортного машиностроения».

198323, Санкт-Петербург, ул. Заречная, д.2.

E-mail: aleksandr.loyko@inbox.ru

LOYKO Aleksandr V. – Public joint-stock company Russian Mobile Vehicle Engineering Institute.

2, Zarechnaya St., St. Petersburg, 198323.

E-mail: aleksandr.loyko@inbox.ru

DOI 10.5862/JEST/15

УДК 621.86

П.А. Гаврилов

ИНЖЕНЕРНАЯ МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СЕЙСМОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИИ КОЗЛОВЫХ КРАНОВ С УЧЕТОМ МЕСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ

P.A. Gavrilov

ENGINEERING METHOD OF FORECASTING SEISMIC RESISTANCE OF GANTRY CRANES INCLUDING POSSIBLE LOCAL DAMAGE

В работе рассматривается методика прогнозирования сейсмического отклика металлических конструкций козловых кранов, позволяющая на ранней стадии проектирования оценить возможные повреждения. Изложенная методика основывается на моделировании конструкции козлового крана нелинейной динамической системой. Сравниваются результаты сейсмического анализа по предлагаемой методике и полученные расчетом по методу конечных элементов. СЕЙСМОСТОЙКОСТЬ; КРАН КОЗЛОВОЙ; НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА; ИНЖЕНЕРНАЯ МЕТОДИКА; МЕСТНЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ.

In this paper the method of forecasting the seismic response of metal structures of gantry and portal cranes is proposed. This simplified method allows to evaluate possible damage of steel structure of the portal. The foregoing procedure is based on the modeling of the structure of the gantry crane using nonlinear dynamic system with element of plasticity. The physically nonlinear element of dynamic system simulates the possible damage of steel structure. The comparison of the results of the seismic analysis using the proposed method and finite element method shows that results match to each other with accuracy higher than 13%. Proposed method may be used for gantry and portal cranes at the early stages of design process.

SEISMIC RESISTANCE; NONLINEAR DYNAMICS; SIMPLYFIED METHOD; PORTAL CRANE; GANTRY CRANE; LOCAL DAMAGE.

Введение

Предлагаемая работа ориентирована на прогноз сейсмостойкости металлоконструкций козловых кранов общепромышленного назначения, не относящихся к оборудованию объектов повышенной опасности (АЭС, ГЭС и др.), на этапе проектирования. Для грузоподъемных машин данного класса допустимы местные повреждения, не приводящие к потере несущей способности металлической конструкцией в целом. Затруднения вызывает то, что сейсмический анализ в соответствии с существующими методиками зачастую использует сложные модели

динамических систем с большим числом степеней свободы, составление которых на первоначальных этапах невозможно в силу того, что ряд параметров конструкции неизвестен. В [1, 2] достаточно полно описана проблема недостаточной сейсмостойкости смонтированной металлической конструкции крана. Следует отметить, что хрупкие разрушения не относятся к местным повреждениям. Они образуются при сочетании нескольких эксплуатационных факторов [3], возникновение которых одновременно с землетрясением можно считать событием маловероятным.

В настоящее время методика расчета сейсмостойкости грузоподъемного оборудования регламентируется нормами [4, 5]. В обоих документах допускается проводить расчет методом прямого численного интегрирования дифференциальных уравнений движения, не прибегая к линеаризации модели для расчета по линейно-спектральной теории сейсмостойкости (ЛСТ), описанной в [6].

В качестве объекта исследования рассматривается металлическая конструкция козлового крана, состоящая из пролетного строения, жесткой и шарнирной опор. Известно, что опасным узлом в конструкции козловых кранов является место сочленения жесткой опоры с пролетным строением. При нормальном режиме работы данный узел слабо нагружен, однако при возникновении сейсмических нагрузок, перпендикулярных по направлению к оси крановых путей, могут возникать существенные внутренние усилия и напряжения.

В последние годы все большее внимание уделяется физической и геометрической нелиней-

ностям, которые свойственны конструкциям грузоподъемной техники. Примерами таких нелинейностей являются односторонний контакт колеса с рельсом, проскальзывание колеса вдоль рельса, нелинейная диаграмма деформирования грузовых стальных канатов [7] и др. Методы моделирования подобных нелинейных связей и методы решения систем дифференциальных уравнений движения рассмотрены, в частности, в [8–10]. В настоящей работе рассматривается физическая нелинейность материала металлической конструкции, которая моделирует указанные выше местные пластические деформации.

Целью работы является методика оценки сейсмостойкости металлических конструкций козловых кранов с учетом возможных местных повреждений.

Описание расчетной модели

Рассмотрим задачу в плоской постановке. Частотный анализ конструкций козловых кранов

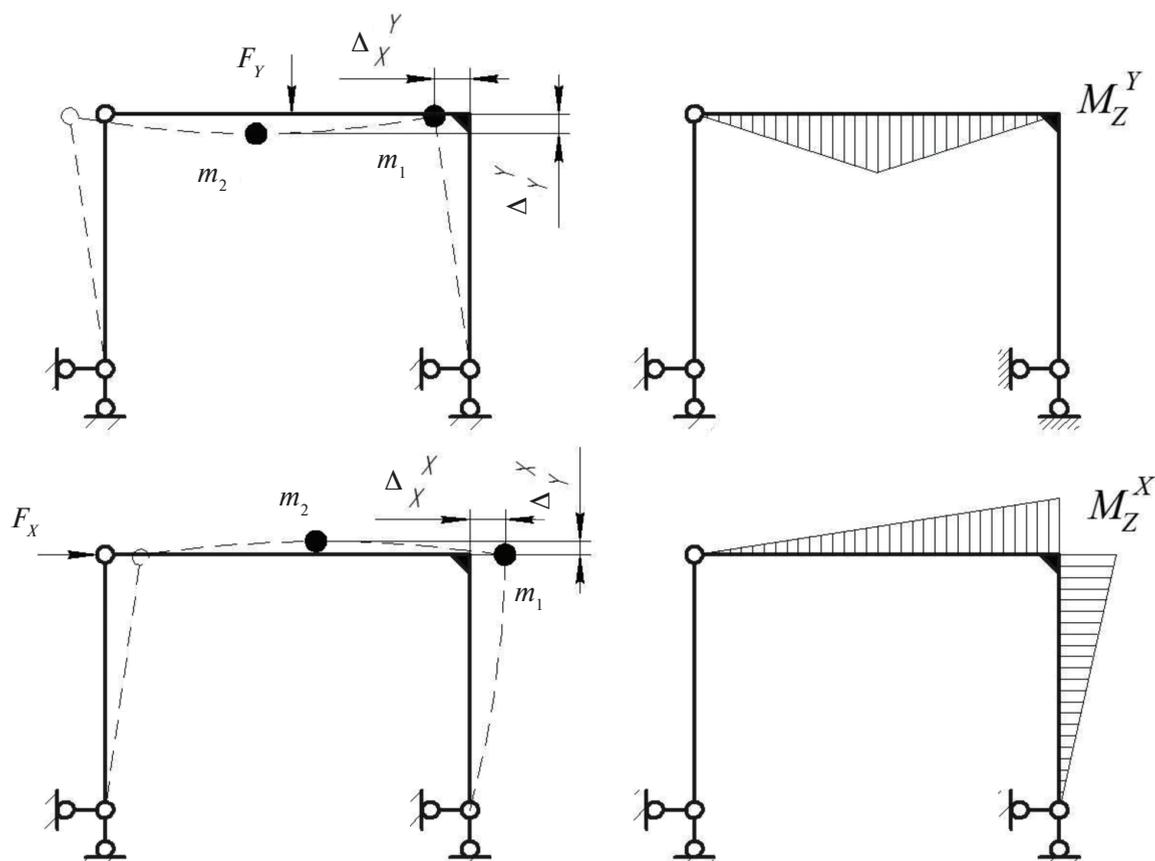


Рис. 1. Виды статического нагружения портала и соответствующие им эпюры изгибающих моментов

показывает, что наибольший энергетический вклад в колебательный процесс рамы портала козлового крана вносят низшие формы собственных колебаний в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Предположим, что такие формы близки к упругим линиям при статическом нагружении конструкции [11] горизонтальной силой в шарнире, в первом случае, и вертикальной силой в центре пролета, во втором случае. Еще в качестве одного предположения примем, что упруго-пластическая деформация происходит без достижения условий хрупкого разрушения. Схемы нагружения, упругих линий и эпюр моментов изображены на рис. 1.

В качестве расчетной динамической модели предложено использовать модель, представленную на рис. 2. На схемах (рис. 1, 2) m_1, m_2 – приведенные массы металлической конструкции козлового крана, при этом масса m_1 совершает колебания только в горизонтальном направлении, а масса m_2 – в горизонтальном и вертикальном направлениях.

Известно, что горизонтальная инерционная нагрузка F_x , приложенная к пролетному строению портала, вызывает также вертикальное перемещение точки в центре пролета крана (см. рис. 1) [12]. Аналогично вертикальные нагрузки вызывают горизонтальные перемещения. Если пренебречь продольными упругими деформациями опор и пролетного строения в силу их малости, то сложное движение совершает только приведенная масса m_2 . Угол α характеризует отношение ортогональных перемещений массы m_2 . В данном случае угол α может быть определен по формуле

$$\alpha = \arctan\left(\frac{\Delta_X^X}{\Delta_Y^X}\right), \quad (1)$$

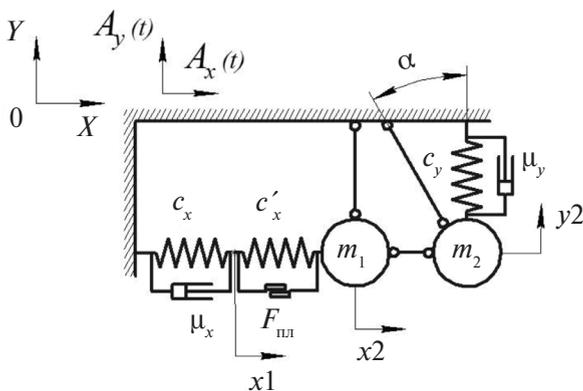


Рис. 2. Схема расчетной динамической модели

где Δ_X^X – горизонтальное перемещение центра пролета крана от приложенной горизонтальной силы F_x ; Δ_Y^X – вертикальное перемещение той же точки от той же силы (см. рис. 1).

Жесткости пружин c_x и c_y могут быть определены как жесткость портала в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Жесткость c'_x является величиной, характеризующей закритическое поведение системы, когда номинальные напряжения в опасном сечении превышают предел текучести материала: $\sigma_{ном} \geq \sigma_T$ (см. ниже). Элемент трения моделирует горизонтальную площадку текучести материала. Данный элемент характеризуется величиной силы $F_{пл}$, равной такому горизонтальному усилию F_x , при котором номинальные напряжения в опасном сечении равны пределу текучести: $\sigma_{ном}(F_{пл}) \geq \sigma_T$. Демпфирующие свойства материала портала могут быть определены экспериментально, по аналогии с уже существующими кранами, а также из справочной и нормативной литературы [5].

Сейсмические колебания нелинейной динамической системы могут быть описаны системой уравнений в форме уравнения Лагранжа II-го рода с дополнительным вектором нелинейных усилий [9]:

$$[M]\{\ddot{V}(t)\} + [K]\{\dot{V}(t)\} + [C]\{V(t)\} + \{R(V(t), \dot{V}(t))\} = \{P\}, \quad (2)$$

где $[M], [K], [C]$ – матрицы масс, демпфирования и жесткости; $\{V(t)\}$ – вектор перемещений (и его производных по времени); $\{P\}$ – вектор внешних нагрузок; $\{R(V(t), \dot{V}(t))\}$ – вектор нелинейных силовых факторов (усилия в демпферах, силы трения заторможенных колес о рельсы и др.)

Система уравнений, описывающая рассматриваемую схему, может быть записана в виде

$$\begin{cases} \ddot{X}(t) = A_x(t); \\ \ddot{Y}(t) = A_y(t); \\ \ddot{y}(t)m_y + c_y(y(t) - Y(t)) + \mu_y(\dot{y}(t) - \dot{Y}(t)) + \ddot{x}^2(t)m_x \sin(\alpha) = 0; \\ c_x(x_1(t) - X(t)) + \mu_x(\dot{x}_1(t) - \dot{X}(t)) = F(t); \\ \ddot{x}^2(t)m_x + F(t) + \ddot{y}(t)m_y \cdot \cos(\alpha) = 0; \\ F(t) = F_{пл} \frac{(\dot{x}^2(t) - \dot{x}^1(t))}{\sqrt{(\dot{x}^2(t) - \dot{x}^1(t))^2 + \epsilon}} + c'_x(x_2(t) - x_1(t)). \end{cases} \quad (3)$$

Здесь $X(t)$, $Y(t)$ – перемещения сейсмической массы; μ_x , μ_y – коэффициенты эквивалентного вязкого трения, приведенные к соответствующей частоте собственных колебаний системы. Последнее уравнение системы (3) содержит выражение, аппроксимирующее функцию знака

$$f(x) = \text{sign}(x) \text{ как } f(x) \approx \frac{x}{\sqrt{x^2 + \epsilon}}$$

по сравнению с x . При такой форме записи функция $f(x)$ является непрерывной и интегрируемой [13]. Прочие параметры системы рассмотрены ниже.

Величины жесткостей c_x и c_y могут быть определены через интеграл Мора:

$$c_x = \left[\frac{H^2 L}{3EJ_z} \left(1 + \frac{HJ_z}{J_{\text{экр}} L} \right) \right]^{-1}$$

$$c_y = \left[\frac{L^3}{48EJ_z} - \frac{L^2 H}{16EJ_z} \cdot \frac{3L}{16H \left(1 + \frac{HJ_z}{J_{\text{экр}} L} \right)} \right]^{-1}, \quad (4)$$

где H – высота жесткой опоры; L – пролет крана; E – модуль Юнга материала; J_z – момент инерции основного сечения моста; $J_{\text{экр}}$ – эквивалентный момент инерции жесткой опоры, равный моменту инерции опоры постоянного сечения той же жесткости, что и у реальной опоры переменного сечения. Определение эквивалентного момента инерции сечения жесткой опоры $J_{\text{экр}}$ приведено ниже.

Коэффициенты эквивалентного вязкого трения μ_x и μ_y вычисляются по формуле [14]

$$\mu_{x,y} = \frac{D}{f_{x,y} 2\pi} c_{x,y}, \quad (5)$$

где D – относительное демпфирование, принимаемое в соответствии с п. 5.11 норм [5]; $f_{x,y}$ – частоты собственных колебаний системы по соответствующим формам. Так как в рассматриваемой системе учитывается закритическое поведение конструкции, а портал козловой крана является сварным, относительное демпфирование следует принимать равным $D = 4\%$.

Приведенные массы m_x и m_y определим в соответствии с приближенными методиками [11]:

$$m_1 = (M_1 + 0,33M_2);$$

$$m_2 = 0,5M_1,$$

где M_1 – масса пролетного строения портала (сюда может быть включена масса грузовой те-

лежки крана); M_2 – масса жесткой опоры портала.

Таким образом, получена методика прогнозирования сейсмостойкости металлической конструкции козловых кранов, позволяющая оценить возможные повреждения на стадии проектирования.

Расчет портала козловой крана

В качестве примера рассмотрим кран козловой электрический КК-Кнт 36-25/5/7-12,5-А6, У1 производства КТБ «Технорос» (рис. 3).

Характеристики металлической конструкции крана установлены по проектным данным:

масса половины пролетного строения портала $M_{\text{пр}} = 35810$ кг;

масса жесткой опоры $M_{\text{оп}} = 7970$ кг;

момент инерции основного сечения пролетного строения $J_z = 0,054$ м⁴;

модуль Юнга использованного материала

$E = 210$ ГПа;

пролет крана $L = 25$ м;

длина жесткой опоры $H = 14,64$ м.

Жесткая опора крана имеет переменное сечение; в месте присоединения ее к пролетной балке это сечение соответствует основному сечению пролетного строения.

Ширина сечения опоры изменятся от точки пересечения осей моста и опоры до основания следующим образом:

$$b(x) = \begin{cases} 1258 & \text{при } x < 590 \text{ мм;} \\ 0,049(x - 590) + 1258 & \text{при } 590 \leq x < 11617 \text{ мм;} \\ 1800 & \text{при } 11617 \text{ мм} \leq x \leq H. \end{cases} \quad (6)$$

Аналогично задано изменение высоты сечения опоры:



Рис. 3. Кран козловой КК-Кнт 36-25/5/7-12,5-А6

$$h(x) = \begin{cases} 2183 & \text{при } x < 590 \text{ мм;} \\ -0,129(x - 590) + 2183 & \text{при } 590 \leq x < 11617 \text{ мм;} \\ 758 & \text{при } 11617 \text{ мм} \leq x \leq H. \end{cases} \quad (7)$$

Толщины поясов и стенок одинаковы и равны $d = 8$ мм.

Момент инерции сечения опоры:

$$J_z^{\text{оп}} = \frac{1}{12} \left(b(x)h(x)^3 - (b(x) - 2d)(h(x) - 2d)^3 \right). \quad (8)$$

Для нахождения жесткости опоры определим уравнение эпюры изгибающих моментов от единичной силы, действующей в точке с координатой $x = 0$ в направлении, перпендикулярном оси опоры:

$$M(x) = 1x.$$

Тогда жесткость опоры определяется по формуле

$$c_{\text{оп}} = \frac{1}{\int_0^H \theta(x) dx} = 4,229 \cdot 10^6 \text{ Н/м}, \quad (9)$$

где $\theta(x)$ – уравнение углов поворота сечения (определенное методом Мора).

Определим эквивалентный постоянный момент инерции сечения опоры из условия равенства жесткостей:

$$J_{\text{ЭКВ}}^{\text{оп}} = \frac{c_{\text{оп}} H^3}{3E} = 0,021 \text{ м}^4. \quad (10)$$

Жесткости c_x и c_y портала крана определим по формулам (4):

$$c_x = 2,545 \cdot 10^6 \text{ Н/м}; \quad c_y = 4,521 \cdot 10^7 \text{ Н/м}.$$

Собственные частоты колебаний портала по двум формам определяются по известным формулам:

$$f_1 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{c_x}{m_1}} = 1,295 \text{ Гц};$$

$$f_2 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{c_y}{m_2}} = 7,997 \text{ Гц}.$$

Полученные значения собственных частот колебаний портала сравним с полученными МКЭ при расчете сейсмостойкости исследуемого крана [15]: $f_1^{\text{МКЭ}} = 1,3 \text{ Гц}$; $f_2^{\text{МКЭ}} = 8,1 \text{ Гц}$.

Погрешность вычисления собственных частот колебаний оказалась мала: 0,38 и 1,63 % для первых двух частот соответственно. Можно сделать промежуточный вывод о допустимости использования принятых упрощений.

Угол α определим по формуле (1), используя аналитические выражения для расчета перемещений конструкции [16]. Вычисленное значение угла поворота главных осей данного портала – $\alpha = 7,318^\circ$. Та же величина, полученная посредством МКЭ, – $\alpha^{\text{МКЭ}} = 7,881^\circ$. Ошибка составила 7 %.

Коэффициенты эквивалентного вязкого трения определяются по формуле (5):

$$\mu_x = \frac{4\%}{f_x 2\pi} c_x = 62,6 \text{ кН};$$

$$\mu_y = \frac{4\%}{f_y 2\pi} c_y = 179 \text{ кН}.$$

Синтез акселерограммы для расчета сейсмостойкости является отдельной инженерной и исследовательской задачей. Подробно методы синтеза исходных воздействий рассмотрены, например, в [17, 18]. В настоящей работе для наглядности прибегнем к упрощенной процедуре синтеза акселерограммы и представим функцию $A_x(t)$ в виде линейной комбинации синусоидальных вибраций:

$$A_x(t) = \sum_i \beta_i \sin(\pi f_i t), \quad (11)$$

где β_i – коэффициент динамичности, определяемый в соответствии с [4] для i -й частоты f_i . Частоты f_i выбраны таким образом, чтобы вызвать явление резонанса, т. е. две частоты возмущающего воздействия соответствуют вычисленным собственным частотам конструкции. Еще две частоты выбраны произвольным образом:

$$f_1 = f_x; \quad f_2 = f_y; \quad f_3 = f_x (1 + \sqrt{2}); \quad f_4 = \frac{f_y}{3}.$$

Соответствующие данным частотам коэффициенты динамичности [4]:

$$\beta_1 = 1,8; \quad \beta_2 = 2,5; \quad \beta_3 = 2,5; \quad \beta_4 = 2,5.$$

Сейсмическое воздействие на кран задано следующим образом: кинематическое возмущение основания длится 10 секунд, после чего прекращается. Такое входное воздействие дает возможность оценить затухание колебаний и остаточные деформации конструкции.

Диаграмма «нагрузка–перемещение» консольной балки коробчатого сечения при развитии номинальных напряжений выше предела текучести может быть аппроксимирована билинейно. В данной работе допустимым принят такой уровень нагрузки, когда напряжения, равные

пределу текучести материала, охватывают пояса балки, но не распространились на стенки. В таком случае деформированную балку можно считать подлежащей ремонту, хотя несущая способность конструкции в целом не была потеряна. Предварительные расчеты показали, что при реальном пределе текучести материала металлической конструкции ($\sigma_{0,2}^{09Г2С} = 325$ МПа), пластические деформации невелики. Для наглядности примем предел текучести материала портала равным $\sigma_{0,2} = 100$ МПа. Определим величину горизонтальной инерционной силы $F_{пл}$, порождающей номинальные напряжения в опасном сечении портала, равные пределу текучести:

$$F_{пл} = \frac{\sigma_{0,2}}{\sqrt{\left(\frac{M_{гор}^1}{W_{оп}}\right)^2 + 3\left(\frac{1}{S_{оп}}\right)^2}} = 232 \text{ кН}, \quad (12)$$

где $M_{гор}^1$ – изгибающий момент в опасном сечении от единичной горизонтальной силы; $W_{оп}$ – момент сопротивления опасного сечения; $S_{оп}$ – суммарная площадь стенок в опасном сечении.

Величина c'_x характеризует угол наклона кривой «нагрузка–деформация» на участке, когда нагрузка превышает критическое усилие $F_{пл}$. Данная жесткость учитывает как упрочнение материала, так и нелинейное изменение податливости конструкции вплоть до образования пластического шарнира в опасном сечении. Как отмечено выше, в настоящей работе рассматривается закритическое поведение портала козлового крана вплоть до охвата текучестью поясов опасного сечения жесткой ноги. Для определения величины параметра c'_x , следует вычислить усилие $F'_{пл}$, при котором номинальные напряжения, равные пределу текучести материала, охватывают пояса коробчатого сечения, и соответствующее этому усилию перемещение $\Delta'_{пл}$. Такой расчет может быть произведен с помощью МКЭ либо аналитически и не представляется особенно сложным. Искомая величина может быть определена по формуле

$$c'_x = \frac{F'_{пл} - F_{пл}}{\Delta'_{пл} - \Delta_{пл}},$$

где $\Delta_{пл}$ – перемещение, соответствующее нагрузке $F_{пл}$.

Вычисленное значение – $c'_x \approx 0,1c_x$.

Подставив определенные параметры динамической модели в систему уравнений (3), решим данную систему при следующих начальных условиях:

$$\begin{aligned} X(0) = 0; \dot{X}(0) = 0; Y(0) = 0; \dot{Y}(0) = 0; \\ x1(0) = 0; \dot{x}1(0) = 0; x2(0) = 0; \dot{x}2(0) = 0; \\ y(0) = 0; \dot{y}(0) = 0; F(0) = F_{пл}. \end{aligned}$$

Для решения системы уравнений (3) в данной работе используется решатель Radau, основанный на одноименном численном алгоритме. Решение производилось с использованием программы Mathcad 14.

Результаты

Результаты расчета сравним с анализом, использующим МКЭ с идентичными параметрами расчетной модели. Общий вид конечно-элементной модели (КЭ-модели) представлен на рис. 4. КЭ-модель состоит из двумерных элементов типа Plate с заданными толщинами, соответствующими проектным, элемента сейсмический массы (подробнее про метод сейсмической массы – см. [14], [19]) и абсолютно жестких элементов типа Rigid, связывающих опоры портала с массой, а также моделирующих шарнир одной из опор. Материал конечных элементов задан следующими параметрами:

- модуль Юнга – $E = 210$ ГПа;
- модуль сдвига – $G = 80,7$ ГПа;
- коэффициент Пуассона – $\nu = 0,3$;
- объемная плотность – $\rho = 7850$ кг/м³;

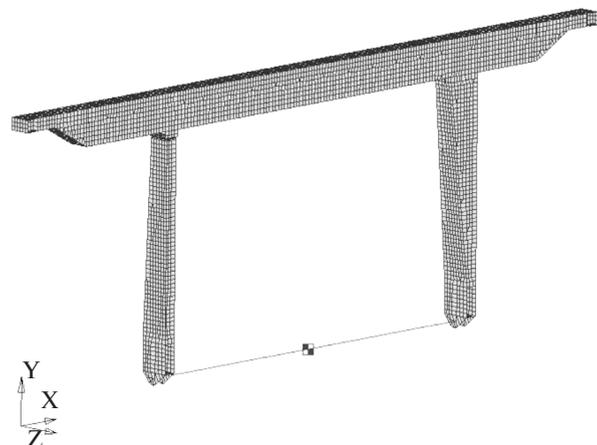


Рис. 4. Общий вид КЭ-модели

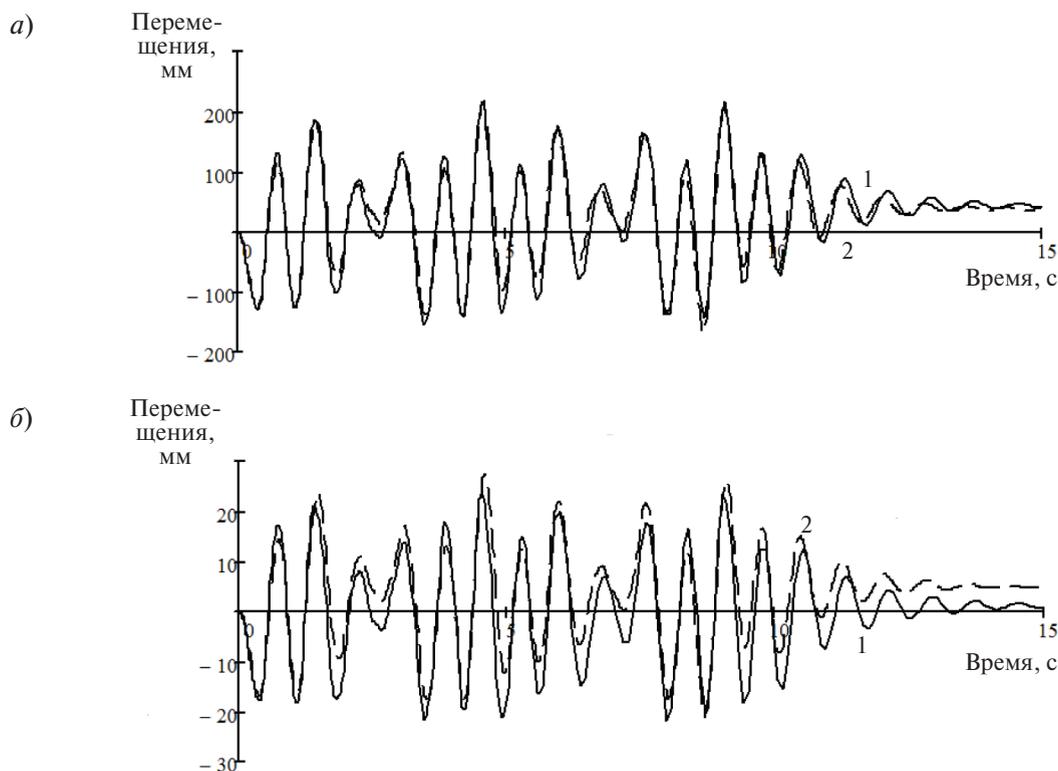


Рис. 5. Графики перемещений точки в центре пролета портала: а) по оси X; б) по оси Y (1 – Nastran, 2 – Аналитика)

критерий текучести – по теории Фон-Мизеса;

предел текучести – $\sigma_{0,2} = 100$ МПа;

модуль пластичности – $H = 1005$ МПа;

Входное сейсмическое воздействие задано аналогично (11).

На рис. 5 представлены сравнительные графики перемещений приведенной массы аналитической модели и узла КЭ-модели, находящегося в центре пролетного строения портала.

Перемещения приведенных масс относительно основания:

$$\begin{aligned} x_{гд}(t) &= (x2(t) - X(t)) + (y(t) - Y(t))\cos(\alpha); \\ y_{гд}(t) &= (x2(t) - X(t))\sin(\alpha) + (y(t) - Y(t)). \end{aligned} \quad (13)$$

Расхождение графиков по оси Y (рис. 5, б) можно объяснить более сложной взаимосвязью перемещений по двум взаимно перпендикулярным координатам, чем это было предположено в формуле (1). Однако характер колебаний при-

веденной массы по вертикальной оси незначительно отличается от экспериментального (полученного по МКЭ), что позволяет говорить о допустимой погрешности вычислений для инженерной методики, предназначенной для стадии проектирования.

Для оценки пластических деформаций введем понятие пластического регистратора. В данном исследовании этот параметр является некой кумулятивной величиной, показывающей величину пластического перемещения $x_{пл}(t) = x2(t) - x1(t)$ и отражающей на временной шкале участки пластического деформирования:

$$\varepsilon_{пл}(t) = \begin{cases} \varepsilon_{пл}(t - \Delta t) + |x_{пл}(t)|, & \text{если } |x_{пл}(t) - x_{пл}(t - \Delta t)| \geq \delta; \\ \varepsilon_{пл}(t - \Delta t) & \text{в остальных случаях.} \end{cases} \quad (14)$$

Здесь параметры Δt и δ зависят от шага интегрирования системы (3) и метода решения. В данном случае $\Delta t = 0,001$ с, порог чувствительности – $\delta = 0,01$ %.

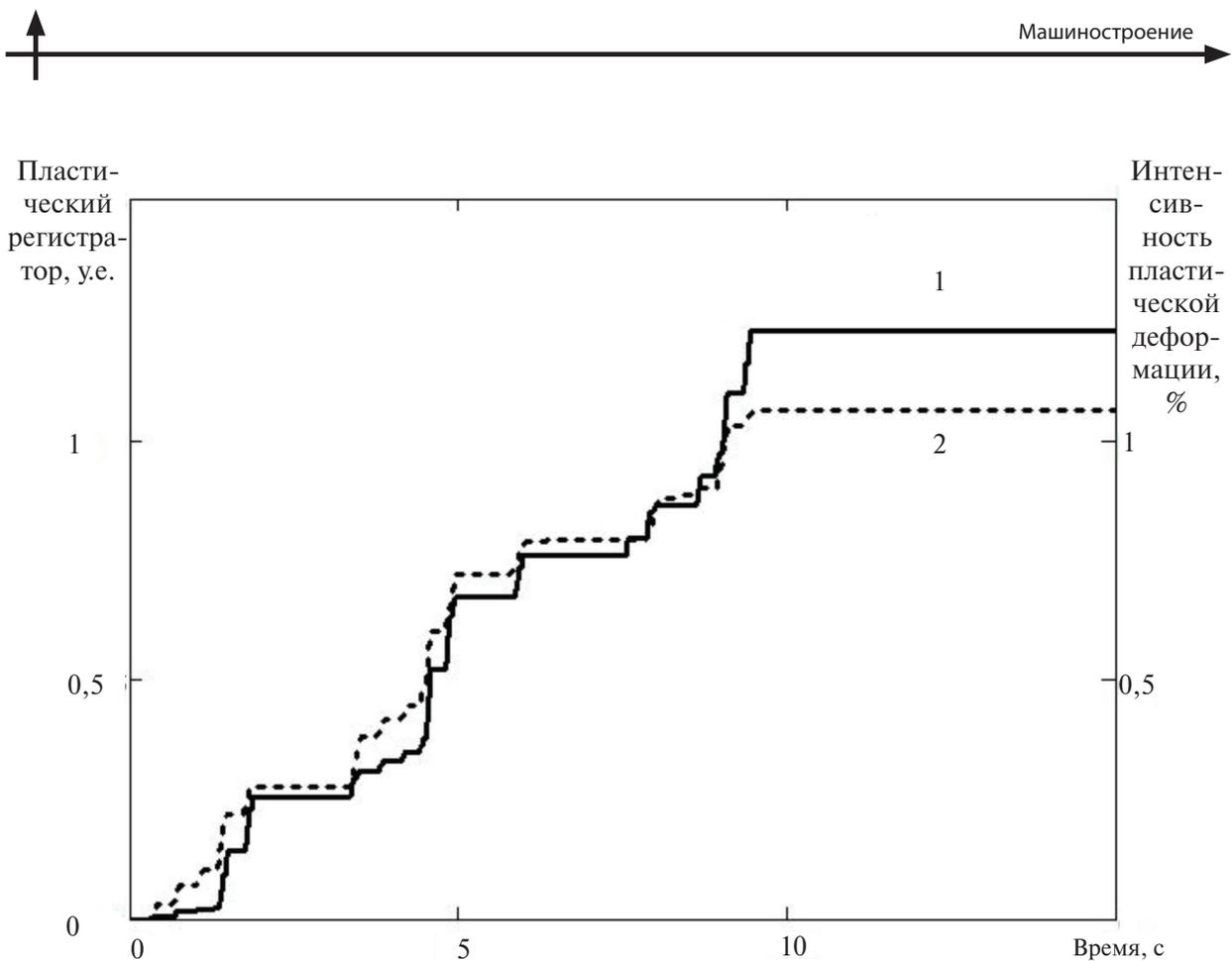


Рис. 6. Сравнение пластических деформаций опасного сечения портала
 1 – пластический регистратор, у.е.; 2 – интенсивность пластической деформации, %

Для сравнения пластических деформаций используем вектор «7088..Plate Top Plastic Strain» выходных данных решателя NX Nastran SOL129 – Nonlinear Transient Analysis. Сравнительный график указанных величин на временной шкале изображен на рис. 6. По данному графику можно сравнить хронологию пластических деформаций конструкции и их интенсивность. Расхождение оценок интенсивности пластической деформации аналитического решения и решения МКЭ составило 12,8 %.

Выводы

В статье изложена методика расчета металлической конструкции козлового крана на сейсмостойкость. Приведены упрощенные методы моделирования портала крана. Представлен метод моделирования пластических деформаций опасного сечения конструкции. Предложенная

методика имеет допустимую погрешность при вычислении как линейных, так и нелинейных перемещений. Сравнение результатов расчетов по предлагаемой методике с численным экспериментом показало:

расхождение оценки собственных частот конструкции – 1,63%;

расхождение оценки пластической деформации конструкции – 12,8%.

Таким образом, предложенный метод прямого динамического анализа сейсмостойкости портала козлового крана с учетом возможных местных повреждений конструкции может быть применен на стадии проектирования, что позволит избежать дополнительных проектировочных итераций и, как следствие, снизить затраты на производство крана в целом. Областью применения методики являются козловые краны общепромышленного назначения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Soderberg E.** Seismic guidelines for container cranes. TCLEE Conference. Oakland, CA. 2009. P. 1–27.
2. **Soderberg E., Jordan M.** Seismic response of jumbo container cranes and design recommendations to limit damage and prevent collapse // Transactions, SMiRT 19. San Diego, CA. 2007. P. 1–10.
3. **Плотников Д.Г., Соколов С.А., Боровков А.И., Михайлов А.А.** Методика оценки прочности металлических конструкций подъемно-транспортных машин // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2015. № 1 (214). С. 186–193.
4. **СНиП II-7-81***. Строительство в сейсмических районах. Москва. 2011.
5. **ГОСТ 30546.1-98.** Общие требования к машинам, приборам и другим техническим изделиям и методы расчета их сложных конструкций в части сейсмостойкости. Минск: Издательство стандартов, 1998.
6. **Бирбраер А.Н.** Расчет конструкций на сейсмостойкость. СПб: Наука, 1998.
7. **Малиновский В.А.** Стальные канаты. Часть I: Некоторые вопросы технологии, расчета и проектирования. Одесса: Асптропринт, 2001. 188 с.
8. **Синельщиков А.В.** Обеспечение сейсмической безопасности грузоподъемных кранов на основе системного подхода // Подъемно-транспортное дело. 2015. № 1. С. 2–6.
9. **Синельщиков А.В.** Основы теории сейсмостойкости подъемных сооружений // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2009. №2, Т. 1 С. 133–141.
10. **Гаврилов П.А.** Учет физической и геометрической нелинейностей при расчете сейсмостойкости крановых металлических конструкций // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2015. №1(214). С. 216–225.
11. **Бирбраер А. Н., Ролендер А.Ю.** Экстремальные воздействия на сооружения. СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2009. 594 с.
12. **Соколов С.А.** Металлические конструкции подъемно-транспортных машин. СПб.: Политехника, 2005. 423 с.
13. **Рубан В.Г., Матва А.М.** Решение задач динамики железнодорожных экипажей в пакете Mathcad. Учебное пособие. Ростов-на-Дону: Изд-во Рост. гос. ун-та путей сообщения, 2009. 99 с.
14. **Шимкович Д.Г.** Расчет конструкций в MSC/NASTRAN for Windows. М: ДМК Пресс, 2001. 448 с.
15. **Гаврилов П.А.** Анализ сейсмостойкости козлового крана // Международный союз ученых «Наука. Технологии. Производство». 2014. № 3 (3). С. 37–40.
16. **Соколов С.А.** Строительная механика и металлические конструкции машин. СПб.: Политехника, 2011.
17. **Дурновцева С.А.** Метод синтеза сейсмических колебаний, соответствующих заданному семейству спектров ответа // Вестник С.-Петербур. ун-та. Сер. 10: Прикладная математика. Информатика. Процессы управления. 2013. № 2. С. 112–120.
18. **Zentner I.** A procedure for simulating synthetic accelerograms compatible with correlated and conditional probabilistic response spectra // Soil Dynamics and Earthquake Engineering. 2014. Vol. 63. P. 226–233.
19. **Yong-Woo K., Myung J.J.** A study on large mass method on dynamic problem of multiple degree-of-freedom system excited by ground acceleration time history // Journal of Mechanical Science and Technology. 2014. P. 25–41.

REFERENCES

1. **Soderberg E.** Seismic guidelines for container cranes. TCLEE Conference. Oakland, CA. 2009. P. 1–27.
2. **Soderberg E., Jordan M.** Seismic response of jumbo container cranes and design recommendations to limit damage and prevent collapse. Transactions, SMiRT 19. San Diego, CA. 2007. P. 1–10.
3. **Plotnikov D.G., Sokolov S.A., Borovkov A.I., Mikhaylov A.A.** Metodika otsenki prochnosti metallicheskih konstruktsiy podyemno-transportnykh mashin [Strenght estimation method for metal structures of hoisting equipment]. *St. Petersburg State Politechnical University Journal*. St. Petersburg: SPbGPU Publ., 2015. № 1(214). S. 186–193. (rus.)
4. **SNiP II-7-81***. Stroitelstvo v seysmicheskikh rayonakh [Building Codes Of Russia. Seismic building design code]. Moscow, 2011. (rus.)
5. **GOST 30546.1-98.** Obshchiye trebovaniya k mashinam, priboram i drugim tekhnicheskim izdeliyam i metody rascheta ikh slozhnykh konstruktsiy v chasti seysmstoykosti. [State standart specification. General requirements for machines, instruments and the other industrial products and calculation methods for their complex structures as to seismic stability.] Minsk: Izdatelstvo standartov, 1998. (rus.)
6. **Birbrayer A.N.** Raschet konstruktsiy na seysmstoykost. [Seismic analysis of structures] SPb: Nauka, 1998. (rus.)
7. **Malinovskiy V.A.** Stalnyye kanaty. Chast I: Nekotoryye voprosy tekhnologii, rascheta i proyektirovaniya. [Steel wire ropes. Volume 1. Some

questions of technology, calculation and design]. Odessa: Asptroprint, 2001. 188 s. (rus.)

8. **Sinelshchikov A.V.** Obespecheniye seysmicheskoy bezopasnosti gruzopodyemnykh kranov na osnove sistemnogo podkhoda. [Ensuring seismic safety of cranes through a systematic approach.]. *Podyemno-transportnoye delo*. 2015. № 1. S. 2–6. (rus.)

9. **Sinelshchikov A.V.** Osnovy teorii seysmostoykosti podzemnykh sooruzheniy [Bases of the theory of the seismic stability of lift construction]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskoye nauki*. 2009. №2. T. 1. S. 133–141. (rus.)

10. **Gavrilov P.A.** Uchet fizicheskoy i geometricheskoy nelineynostey pri raschete seysmostoykosti kranovykh metalicheskikh konstruksiy [Seismic analysis of cranes regarding geomewtric and physical nonlinearities.]. *St. Petersburg State Politechnical University Journal*. St. Petersburg: SPbGPU Publ. 2015. № 1 (214). P. 216–225. (rus.)

11. **Birbrayer A.N., Rolender A.Yu.** Ekstremalnyye vozdeystviya na sooruzheniya. [Extreme actions on structures.] SPb: Izdatelstvo Politekhnikheskogo universiteta, 2009. 594 p. (rus.)

12. **Sokolov S.A.** Metallicheskiye konstruksii podzemno-transportnykh mashin. [Metal structures of hoisting machines.] St. Petersburg: Politekhnikha, 2005. 423 p. (rus.)

13. **Ruban V.G., Matva A.M.** Resheniye zadach dinamiki zheleznodorozhnykh ekipazhey v pakete Mathcad: Uchebnoye posobiye. [Dynamic analysis of railway vehicles using Mathcad. Schoolbook.] Rostov-na-

Donu: Izd-vo Rost. gos. un-t putey soobshcheniya., 2009. 99 p. (rus.)

14. **Shimkovich D.G.** Raschet konstruksiy v MSC/NASTRAN for Windows. [Analysis of structures with MSC/NASTRAN for Windows] Moscow: DMK Press, 2001. 448 p. (rus.)

15. **Gavrilov P.A.** Analiz seysmostoykosti kozlovogo kрана [Seismic analysis of gantry crane.]. *Mezhdunarodnyy soyuz uchenykh "Nauka. Tekhnologii. Proizvodstvo"*. 2014. № 3 (3). P. 37–40. (rus.)

16. **Sokolov S.A.** Stroitel'naya mekhanika i metallicheskiye konstruksii mashin. [Building mechanics and metal structures of machines.] St. Petersburg: Politekhnikha, 2011. (rus.)

17. **Durnovtseva S.A.** Metod sinteza seysmicheskikh kolebaniy, sootvetstvuyushchikh zadannomu semeystvu spektrov otveta. [A method of synthesis of seismic vibrations, corresponding to response spectrum]. *Vestn. S.-Peterb. un-ta. Ser. 10. Prikladnaya matematika. Informatika. Protessy upravleniya*. 2013. № 2. S. 112–120. (rus.)

18. **Zentner I.** A procedure for simulating synthetic accelerograms compatible with correlated and conditional probabilistic response spectra. *Soil Dynamics and Earthquake Engineering*. 2014. Vol. 63. P. 226–233.

19. **Yong-Woo K., Myung J.J.** A study on large mass method on dynamic problem of multiple degree-of-freedom system excited by ground acceleration time history. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2014. P. 25–41.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ГАВРИЛОВ Петр Александрович – аспирант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: issahel@mail.ru

GAVRILOV Piotr A. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: issahel@mail.ru

DOI 10.5862/JEST/16

УДК 621.791

К.Д. Бабкин, Е.В. Земляков, Г.А. Туричин, А.В. Кузнецов

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНИЧЕСКОГО ЗРЕНИЯ В СИСТЕМЕ АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ ДЛЯ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ СО СКАНИРОВАНИЕМ

K.D. Babkin, E.V. Zemliakov, G.A. Turichin, A.V. Kuznezov

AUTOMATIC CONTROL SYSTEM WITH MACHINE VISION FOR LASER SCAN WELDING

Статья посвящена описанию программно-аппаратного комплекса, обеспечивающего позиционирование рабочего инструмента (сканатор) относительно изделия и управление перемещением лазерного луча по свариваемому стыку. Данный комплекс входит в состав системы автоматического управления технологической установки для лазерной сварки со сканированием в защитной атмосфере. В работе комплекса используются методы технического зрения, основанные на анализе изображения с коаксиальной камеры, встроенной в технологическую головку. Представлены результаты апробации разработанного комплекса при сварке титанового теплообменника, определена точность и надежность разработанных алгоритмов распознавания стыков.

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА СО СКАНИРОВАНИЕМ; НАВЕДЕНИЕ НА СТЫК; ТЕХНИЧЕСКОЕ ЗРЕНИЕ; СИСТЕМА АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ; СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.

This paper presents a software-hardware system for seam tracking during scanning laser welding, which is necessary to increase productivity and decrease defects, caused by manual homing. A vision sensor system has been designed for laser scanning head, which can acquire clear image of work region in a protective atmosphere. By analyzing the features of captured images a set of algorithms has been proposed to detect the edges of welding joint and extract the characteristic parameters for welding trajectory generation. System testing was conducted during the welding of titanium heat exchanger. The accuracy and reliability of developed method was measured and described.

LASER SCAN WELDING; SEAM TRACKING; MACHINE VISION; AUTOMATIC CONTROL SYSTEM; WELDING OF TITANIUM ALLOYS.

В промышленно развитых странах лазерная сварка активно используется во многих отраслях [1, 2]. Появление на рынке новых типов лазеров (волоконные, дисковые), а также постоянное развитие технологических головок расширяют возможности лазерной сварки. Одним из ее современных способов является лазерная сварка со сканированием [3]. Данный способ сварки отличается использованием специальной сварочной головки с интегрированными подвижными зеркалами, которые могут

отклонять лазерный луч в двух направлениях и таким образом перемещать фокальное пятно на поверхности изделия по заданной траектории. Подобные системы обладают существенно лучшими динамическими характеристиками, чем у традиционных линейных и роботизированных манипуляторов. Малая инерция подвижных частей (зеркала, закрепленные на гальванометрических приводах) позволяет достигать рабочих скоростей до 5 м/с и ускорений до 30 м/с², что делает подобные системы незаменимыми при

лазерной сварке малых контуров и контуров сложной формы. Однако и для данного способа сварки присущи недостатки, характерные для технологий лазерной сварки в целом, — чувствительность к зазорам и необходимость точного позиционирования лазерного луча относительно стыка. Для обеспечения требуемой точности позиционирования стандартных технологических головок относительно стыка при лазерной сварке используются системы наведения на базе датчиков различного типа (тактильные, триангуляционные, индуктивные, ёмкостные и др. [4–7]). При лазерной сварке прямолинейных или несложных криволинейных стыков эти системы доказали свою надежность. Однако они практически не применимы при лазерной сварке сложных контуров или изделий, содержащих большое количество малых свариваемых контуров.

Постановка задачи

Для повышения уровня автоматизации и производительности процесса лазерной сварки со сканированием необходимо разработать систему технического зрения для распознавания стыков и наведения на них, а также программное обеспечение, позволяющее на основе анализа изображения генерировать управляющие программы. Эти задачи особенно актуальны при разработке технологических процессов сварки изделий, содержащих сотни сварных соединений (например, сварка соединений «труба–трубная доска» при изготовлении теплообменной аппаратуры). Такая работа проводилась в Институте лазерных и сварочных технологий СПбПУ по заказу ГК «Росатом» (гос. контракт №Н.46.43.9Б.14.1071). Для лазерной сварки титанового теплообменника была разработана лабораторная установка, функциональная схема которой представлена на рис. 1.

Излучение волоконного иттербиевого лазера LC-5 по волоконному кабелю транспортируется в сканатор ScanLab intelliWELD 30 FC V, закрепленный на роботе-манипуляторе, который обеспечивает необходимую ориентацию и перемещение относительно обрабатываемого изделия. Смеситель газов обеспечивает подачу рабочих и защитных газов. Система автоматического управления (САУ) представляет собой распределенную вычислительную систему, вы-

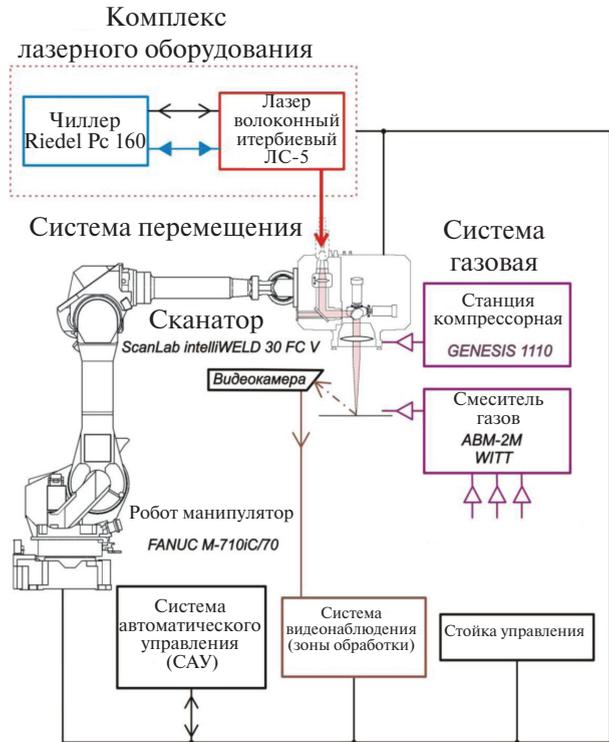


Рис. 1. Функциональная схема установки лазерной сварки со сканированием



Рис. 2. Эскиз титанового теплообменника

полняющую функции управления всеми компонентами комплекса и их согласованного взаимодействия, выбор, установку, контроль и поддержание необходимых технологических параметров процесса в целом. Комплекс компрессорного оборудования подает очищенный сжатый воздух в защитную шторку.

Эскиз титанового теплообменника, технология лазерной сварки которого разрабатывалась в ИЛИСТ, представлен на рис. 2.

Трубная доска диаметром 306 мм и толщиной 12 мм изготавливалась из титанового сплава марки ПТ-3В. В трубной доске было выполнено 111 отверстий диаметром 6 мм для установки пучка трубок из титанового сплава ПТ-7М диаметром 5,8 мм и длиной 620 мм. Межосевое расстояние между отверстиями составляет 21 мм.

Для повышения производительности сварочного процесса и обеспечения возможности его проведения в полуавтоматическом и автоматическом режиме САУ к технологическому комплексу предъявляются следующие требования:

точность наведения на стык – $\pm 0,05$ мм;
вероятность корректного распознавания стыка – не менее 90 %;

автоматический режим сварки трубной доски с заранее известным расположением трубок;

общее время сварки трубной доски (количество трубок – 100 шт) – не более 30 мин;

контроль качества сварки;

возможность корректировки траектории сварки оператором.

При разработке человеко-машинного интерфейса должны учитываться требования эргономики и безопасности. При этом человеко-машинный интерфейс должен позволять оператору следующее:

устанавливать технологические параметры сварочного процесса;

генерировать, загружать и редактировать управляющие программы;

изменять конфигурацию швов и порядок выполнения сварки;

изменять параметры распознавания стыков;

контролировать процесс сварки и текущие значения режимных параметров сварки;

осуществлять экстренную остановку процесса сварки.

Модернизация САУ

Программа управления для центрального компьютера САУ, представляющая собой многопоточное приложение с передачей данных между потоками и использованием очередей, была подготовлена с помощью программного

комплекса LabVIEW 2012. В ней предусмотрены следующие потоки:

1) поток обработки событий (обработка действий пользователя и системных событий);

2) поток управления манипулятором (линейное перемещение инструмента, контроль состояния, экстренная остановка);

3) поток управления лазером (установка технологических параметров, включение/выключение излучения и пилотного лазера, контроль состояния, экстренная остановка);

4) поток управления сканирующей головкой (перемещение по траектории, контроль состояния);

5) поток обработки видео (захват кадра, преобразование с использованием алгоритмов компьютерного зрения, вычисление траектории сварки);

6) поток управления технологическим процессом (выполнение циклограммы процесса, синхронизация остальных потоков).

Для управления линейными координатами используются промышленные шины CANopen и SDK, предоставленные производителем контроллеров двигателей (ISEL Germany AG).

Управление волоконным лазером осуществляется по сети Ethernet с использованием SDK, предоставленным производителем (НПО «ИРЭ-Полус»).

Управление сканирующей головкой происходит посредством платы управления сканатором RTC4 и SDK, предоставленным производителем (ScanLab AG).

Фильтрация и анализ изображения реализованы с использованием стандартных библиотек модуля NI Vision – расширения для среды LabVIEW 2012.

Пользовательский интерфейс выполнен с учетом требований эргономики и безопасности и реализует все необходимые для оператора функции: установку технологических параметров; загрузку и редактирование управляющих программ; изменение конфигурации трубных досок, порядка обхода трубок, параметров распознавания стыков; контроль процесса сварки, индикация ошибок; средства экстренной остановки процесса (рис. 3).

Грубое позиционирование технологического инструмента

Перед сваркой оператор установки задает расположение свариваемых стыков в виде таб-

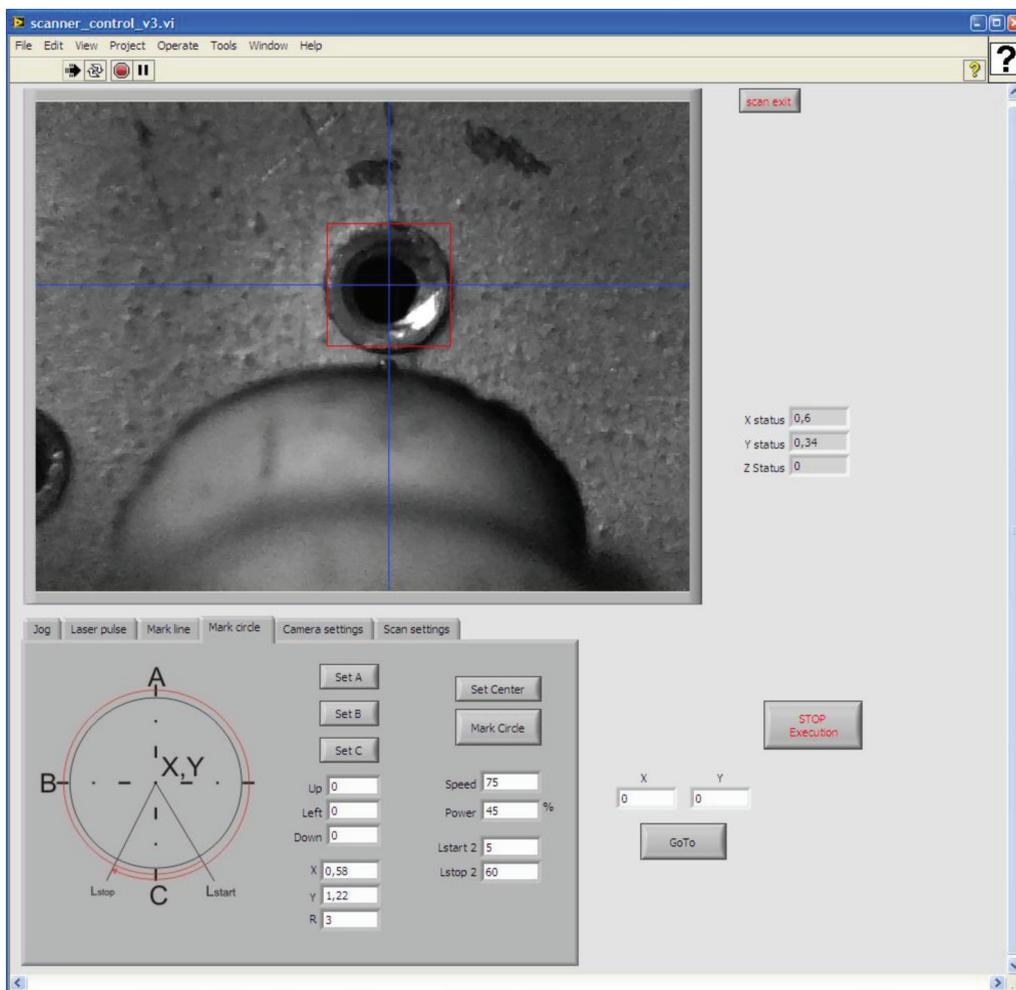


Рис. 3. Интерфейс программы управления

лицы координат относительно нуля системы координат детали. При запуске автоматического режима сварки программное обеспечение САУ производит перемещение технологического инструмента между заданными координатами по определенному алгоритму («в разбежку», «по спирали», «зигзагом» и т.д.). После перемещения в очередную точку происходит точное наведение на стык, и сварка, а затем технологическая головка автоматически перемещаются в следующую точку. Точность перемещения составляет $\pm 0,05$ мм. При соблюдении предельных точностей изготовления и позиционирования модельных образцов гарантируется попадание зоны сварки в зону газовой защиты.

Точное наведение на свариваемый стык

Для точного наведения на стык используются методы технического зрения. Они позволяют распознать стык и навести на него технологический инструмент с высокой точностью [5–7]. При использовании сканирующей лазерной головки происходит коррекция не положения инструмента, а траектории сварки. Схема головки изображена на рис. 4.

Принцип работы: лазерный луч из оптического коннектора 1 проходит через коллимирующий блок линз 2, отражается от подвижных зеркал 3, 4 и фокусируется линзой плоского поля 5 на поверхности свариваемого изделия 6. В адаптер 7 установлена цифровая камера вы-

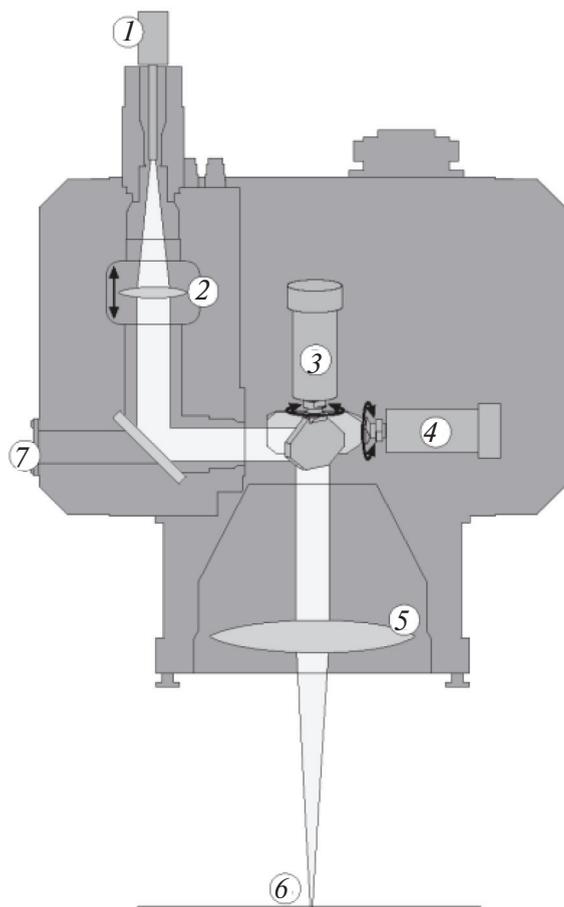


Рис. 4. Схема технологической головки Intelliweld 30 FC

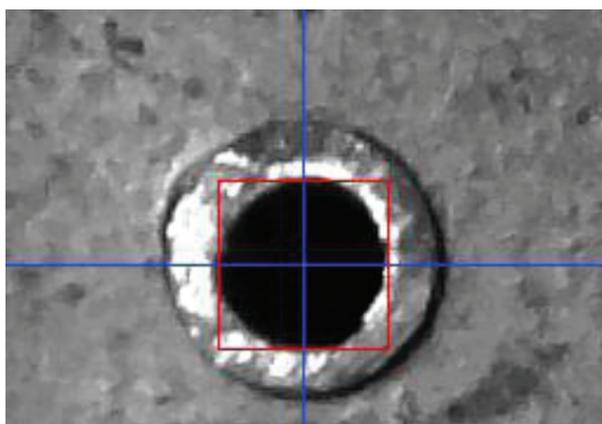


Рис. 5. Определение внутренней границы и координат центра трубки

сокого разрешения (2000×2000 пикселей), оптическая ось которой коаксиальна лазерному лучу. Поле зрения камеры составляет 20×20 мм. После грубого позиционирования головки свариваемый стык попадает в поле зрения камеры. Определение положения стыка производится по внутреннему отверстию трубки. Основным критерий точности распознавания – наличие контрастного изображения. Для этого на технологической головке установлены лампы подсветки, которые светят под малым ($\sim 20^\circ$) углом к поверхности детали, за счет чего во внутрь трубки попадает малое количество света, и ее внутреннее сечение выглядит значительно темнее ярко освещенных поверхности трубной доски и торца трубки. После захвата кадра с видеокамеры происходит обработка – бинаризация, детектирование границ с помощью метода Канны и поиск внутренней границы трубки с помощью преобразования Хафа для окружности [8, 9]. Вычисляются координаты центра трубки в системе координат сканнера и генерируется траектория сварки, согласно введенным параметрам (скорость сварки, мощность, начальная и конечная рампа и т.д.) (рис. 5) Затем производится сварка. Работа возможна как в полуавтоматическом, так и в автоматическом режимах. В первом случае после каждого наведения требуется подтверждение оператора, который визуально, по изображению с коаксиальной камеры контролирует точность наведения. Во втором случае сварка происходит автоматически, однако, если по какой-либо причине система не смогла распознать стык, сварка не происходит и стык помечается как пропущенный.

Анализ точности распознавания стыка показал, что при использовании камеры высокого разрешения оптическое разрешение системы составляет $0,01$ мм на пиксель. Алгоритмы обработки изображения находят требуемую окружность примерно по 2000 точек ($6 \text{ мм} \cdot \pi / 0,01$), то есть точность распознавания стыка определяется не характеристиками оптической системы, а геометрией торца трубки; оценочно точность наведения составляет $\pm 0,03$ мм.

Были также проведены тесты на определение вероятности распознавания стыка. Для этого была установлена трубная доска с 100 трубками и запущена программа распознава-

ния. Эксперимент повторялся 10 раз, каждый раз источники подсветки устанавливались в новое положение. Из 1000 актов распознавания 938 были проведены успешно. Невозможность распознавания оставшихся 62 объясняется несовершенной геометрией торца трубок и, как следствие, сильных бликов от подсветки.

Анализ производительности основывался на сравнении с ручным наведением по изображению с коаксиальной камеры, поверх которого был нанесен прицельный рисунок на трубной доске диаметром 300 мм с 100 трубками.

Результаты получились следующие:

а) ручной режим:

холостые перемещения – 100 перемещений на среднее расстояние 20 мм со скоростью 25 мм/с (всего 100 с);

точное наведение – 100 трубок по 60 с (всего 6000 с);

сварка – 100 трубок по 3 с (всего 300 с);

контроль результата – 10 мин;

итого – 116,7 мин;

б) автоматический режим:

холостые перемещения – 100 перемещений на среднее расстояние 20 мм со скоростью 25 мм/с (всего 100 с);

точное наведение – 100 трубок по 0,5 с = 300 с;

ручное точное наведение нераспознанных стыков – 6 трубок по 60 с (всего 360 с);

сварка – 100 трубок по 3 с = 300 с;

контроль результата – 10 мин;

итого – 27,7 мин.

Таким образом, использование автоматического режима позволяет практически в 4 раза повысить производительность сварки, снизить нагрузку на зрение оператора и, как следствие, уменьшить количество брака, связанного с неточным наведением на стык.

НИОКР «Разработка и внедрение технологических процессов лазерной сварки применительно к модернизации действующих и созданию новых реакторов различного назначения» гос. контракт № Н.46.43.9Б.14.1071

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Москвитин Г.В., Поляков А.Н., Биргер Е.М. Применение методов лазерной сварки в современном промышленном производстве // Сварочное производство. 2012. № 6. С. 36–47.
2. Лопота В.А., Туричин Г.А., Цибульский И.А., Земляков Е.В., Валдайцева Е.А. Новые технологии термообработки, сварки и наплавки материалов с использованием волоконных лазеров большой мощности // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 10. С. 6–13.
3. Schulze V.B., Lingner M. Remote welding with 3D scanners. Laser+Photonics, 2013, No. 3, P. 38–40.
4. Turichin G.A., Klimova O.G., Babkin K.D. Specifics of structure formation of welded joints during laser welding of dissimilar materials of Al - Cu and Al - Ti-systems // Tsvetnye Metally. 2014. No 4(856). P. 45–50.
5. Regaard B., Kaierle S., Poprawe R. Seam-tracking for high precision laser welding applications - Methods, restrictions and enhanced concepts. Journal of Laser Applications. 2009. Vol. 21, No. 4. P. 183–196.
6. Бабкин К.Д., Певзнер Я.Б., Осипов В.В., Кузнецов А.В. Триангуляционный датчик наведения для слежения за свариваемым стыком при гибридной лазерно-дуговой сварке сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 4(183), Т. 1. С. 333–337.
7. Gao X.D., You D.Y. Seam Tracking Monitoring during High-Power Fiber Laser Welding // Applied Mechanics and Materials, 2012, Vol. 201–202. P. 69–72.
8. Xu Y., Yu H., Zhong J., Lin T., Chen S. Real-time seam tracking control technology during welding robot GTAW process based on passive vision sensor. Journal of Materials Processing Technology. 2012. No 212. P. 1654–1662.
9. Medina-Carnicer R., Mun˜oz-Salinas R., Yeguas-Bolivar E., Diaz-Mas L. A novel method to look for the hysteresis thresholds for the Canny edge detector. Pattern Recognition. 2011. No. 44. P. 1201–1211.
10. Zhang L., Jiao J., Ye Q., Han Z., Yang W. Robust Weld Line Detection with Cross Structured Light and Hidden Markov Model. // Proceedings of IEEE International Conference on Mechatronics and Automation, 2012, August 5-8. Vol. 63, Iss. 4. P. 742–753. Chengdu, China.

REFERENCES

1. **Moskvitin G.V., Polyakov A.N., Birger Ye.M.** Primeneniye metodov lazernoy svarki v sovremennom promyshlennom proizvodstve. [Application of laser welding techniques in modern industrial production]. *Welding production Journal*. Moscow: Tehnologija Mashinostroenija Publ. 2012. No. 6. P. 36–47. (rus.)
2. **Lopota V.A., Turichin G.A., Tsibulskiy I.A., Zemlyakov Ye.V., Valdaytseva Ye.A.** Novyye tekhnologii termoobrabotki, svarki i naplavki materialov s ispolzovaniyem volokonnykh lazerov bolshoy moshchnosti. [New technology of heat treatment, welding and cladding materials using high-power fiber lasers]. *Procuring Production in Mechanical Engineering Journal*. Moscow: Mashinostroenie. 2012. No 10. P. 6–13. (rus.)
3. **Schulze V.B., Lingner M.** Remote welding with 3D scanners. *Laser+Photonics*. 2013. No. 3. P. 38–40.
4. **Turichin, G.A., Klimova, O.G., Babkin, K.D.** Specifics of structure formation of welded joints during laser welding of dissimilar materials of Al–Cu and Al–Ti systems. *Tsvetnye Metally*. 2014. № 4(856). P. 45–50.
5. **Regaard B., Kaieler S., Poprawe R.** Seam-tracking for high precision laser welding applications - Methods, restrictions and enhanced concepts. *Journal of Laser Applications*. 2009. Vol. 21, No. 4. P. 183–196.
6. **Babkin K.D., Pevzner Ya.B., Osipov V.V., Kuznetsov A.V.** Triangulyatsionnyy datchik navedeniya dlya slezheniya za svarivayemym stykom pri gibridnoy lazerno-dugovoy svarke staley [Triangulation sensor targeting for monitoring welded joints in hybrid laser-arc welding of steels]. *St. Petersburg State Politechnical University Journal*. St. Petersburg: SPbGPU Publ., 2013, №. 4(183). T. 1. P. 333–337. (rus.)
7. **Gao X.D., You D.Y.** Seam Tracking Monitoring during High-Power Fiber Laser Welding. *Applied Mechanics and Materials*. 2012. Vol. 201–202, P. 69–72.
8. **Xu Y., Yu H., Zhong J., Lin T., Chen S.** Real-time seam tracking control technology during welding robot GTAW process based on passive vision sensor. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. № 212. P. 1654–1662.
9. **Medina-Carnicer R., Mun˜oz-Salinas R., Yeguas-Bolivar E., Diaz-Mas L.** A novel method to look for the hysteresis thresholds for the Canny edge detector. *Pattern Recognition*. 2011. №. 44. P. 1201–1211.
10. **Zhang L., Jiao J., Ye Q., Han Z., Yang W.** Robust Weld Line Detection with Cross Structured Light and Hidden Markov Model. *Proceedings of IEEE International Conference on Mechatronics and Automation*. Chengdu, China. 2012. August 5–8. Vol. 63. Iss. 4. P. 742–753.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

БАБКИН Константин Дмитриевич – ведущий инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: babkin.kd@mail.ru

BAVKIN Konstantin D. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: babkin.kd@mail.ru

ЗЕМЛЯКОВ Евгений Вячеславович – кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: e.zemlyakov@ltc.ru

ZEMLYAKOV Evgenii V. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: e.zemlyakov@ltc.ru

ТУРИЧИН Глеб Андреевич – доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: gleb@ltc.ru

TURICHIN Gleb A. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: gleb@ltc.ru

КУЗНЕЦОВ Андрей Владимирович – инженер 2-й категории Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.



195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: algorithm.ltd@gmail.com

KUZNEZOV Andrei V. — Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: algorithm.ltd@gmail.com



ХРОНИКА СОБЫТИЙ

DOI 10.5862/JEST/17

УДК 378:669:669.017:620.18

А.И. Рудской

ВАСИЛИЙ СЕРГЕЕВИЧ СМИРНОВ (К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ)

A.I. Rudskoy

VASILY S. SMIRNOV (ON THE 100TH ANNIVERSARY OF HIS BIRTH)

Статья посвящена выдающемуся ученому, организатору науки и высшей школы, члену-корреспонденту АН СССР Василию Сергеевичу Смирнову. Рассказано о годах становления В.С. Смирнова как ученого и руководителя, прослежен его трудовой путь, проанализированы основные научные достижения в области обработки металлов давлением. Особое внимание уделено периоду работы В.С. Смирнова в Ленинградском политехническом институте.

ВЫДАЮЩИЕСЯ УЧЕНЫЕ; МЕТАЛЛУРГИЯ; ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ; ВЫСШЕЕ ПРОФЕССИОНАЛЬНОЕ ОБРАЗОВАНИЕ; ЛЕНИНГРАДСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ; САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ПЕТРА ВЕЛИКОГО.

Article is devoted to the outstanding scientist, the organizer of science and the higher school, the corresponding member of Academy of Sciences of the USSR Vasily Sergeevich Smirnov. It is told about years of formation of V. S. Smirnov as scientist and the head, his labor way is tracked, the main scientific achievements in the field of plastic deformation of metals are analyzed. The special attention is paid to the period of work of V.S. Smirnov at the Leningrad Polytechnic Institute.

OUTSTANDING SCIENTIST; METALLURGY; PLASTIC DEFORMATION OF METALS; HIGHER PROFESSIONAL EDUCATION; LENINGRAD POLYTECHNIC INSTITUTE; PETER THE GREAT SAINT-PETERSBURG POLYTECHNIC UNIVERSITY.

В январе 2015 года исполнилось 100 лет со дня рождения Василия Сергеевича Смирнова, выдающегося ученого и педагога, обладавшего блестящим организаторским талантом и связавшего многие годы своей жизни с Ленинградским политехническим институтом.

Василий Сергеевич Смирнов родился 2 января 1915 года в Петрограде.

Вся трудовая жизнь В.С. Смирнова была связана с технологиями обработки металлов. В возрасте 15 лет он работал слесарем на Саратовском лесозаводе, а в 1937 году защитил дипломную

работу на металлургическом факультете Уральского политехнического института (УПИ) и получил диплом с отличием по специальности «Обработка металлов давлением». В мае 1941 года В.С. Смирнов защитил кандидатскую диссертацию. Научным руководителем его работы, посвященной исследованию деформации металла в процессе прокатки, был известный ученый, основатель Уральской научно-педагогической школы по обработке металлов давлением, профессор А.Ф. Головин. После защиты диссертации Василий Сергеевич был направлен на Чу-

совский металлургический завод (Пермская область), где, работая в прокатном цехе, обеспечивал производство рессорной полосы для танков. Работая на заводе, В.С. Смирнов видел, что без глубоких исследований в области технологии металлов невозможно совершенствование систем вооружения, так необходимых фронту. Этим обстоятельством объясняется его трудоустройство старшим научным сотрудником кафедры «Обработка металлов давлением» УПИ в начале 1942 года. В мае 1945 года В.С. Смирнов становится доцентом этой кафедры. В течение всех военных лет он совмещал работу в УПИ с работой на предприятиях оборонной промышленности. В период 1942–1945 годов он возглавил организационную работу по оборонной тематике УПИ (будучи начальником научного отдела). Вклад В.С. Смирнова в Победу был отмечен медалью «За доблестный труд в Великой Отечественной войне 1941–1945 гг.».

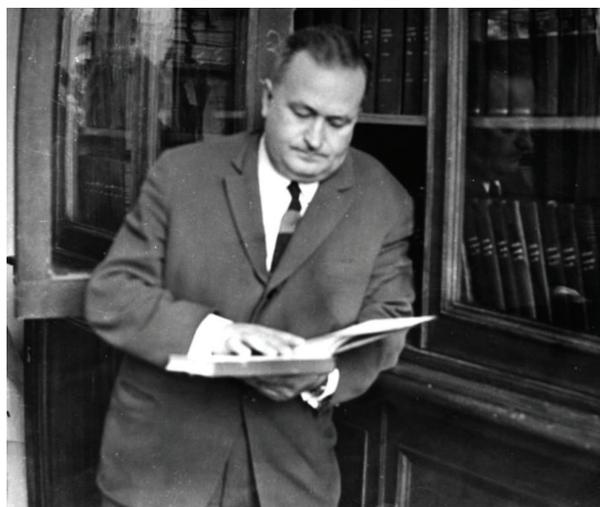
В первые послевоенные годы Василий Сергеевич создал признанную во всем мире теорию поперечной и поперечно-винтовой прокатки, позволяющую рассчитать основные параметры технологических процессов. Результаты работ в этой области были представлены в монографии «Поперечная прокатка», вышедшей в свет в 1948 году. Этот труд послужил основой для докторской диссертации, успешно защищенной в октябре 1948 года в Московском институте стали и сплавов.

В 1949 году В.С. Смирнова пригласили в Ленинградский политехнический институт (ЛПИ), где он проработал до последних дней жизни. В 1950 году ему было присвоено ученое звание профессора. Он был утвержден в должности заведующего кафедрой «Пластическая обработка металлов» и стал достойным продолжателем дела основателя этой кафедры – выдающегося ученого-металлурга В.Е. Грум-Гржимайло.

Василием Сергеевичем за очень короткий срок была создана одна из самых известных в СССР лабораторий в области пластической обработки металлов, оснащенная современным оборудованием, объединившая прекрасных специалистов. Научный семинар лаборатории привлекал ученых со всей страны и стал школой для молодых ученых, аспирантов и студентов. Усилиями В.С. Смирнова на кафедре активно внедрялись передовые образовательные программы. Лично он блестяще читал курс «Теория обработки металлов давлением».



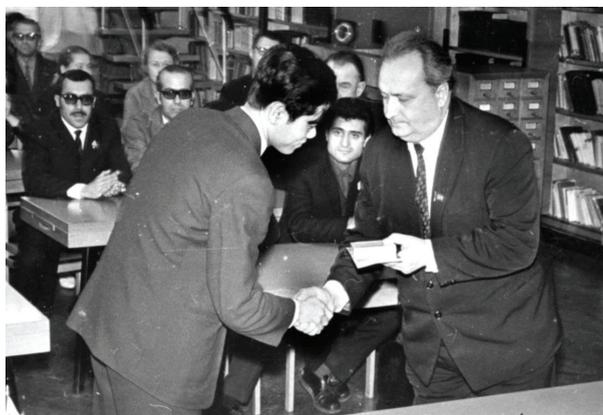
Василий Сергеевич Смирнов



В.С. Смирнов в своем кабинете на кафедре «Пластическая обработка металлов» Ленинградского политехнического института

В.С. Смирнов подготовил плеяду ученых, достойно представляющих школу политехников во всем мире, таких, как К.Н. Богоявленский, А.К. Григорьев, Н.Н. Павлов, В.И. Владимиров, В.Г. Капорович и многих другие, всего более 60 кандидатов и 10 докторов наук.

Обладая широким научным кругозором, В.С. Смирнов своевременно оценил перспективы развития нового направления – порошковой



В.С. Смирнов вручает дипломы инженера зарубежным выпускникам Ленинградского политехнического института

металлургии, способствовал становлению и развитию собственной научной школы в этой области, ставшей одной из ведущих в СССР.

В этот же период В.С. Смирнов разработал технологию производства охлаждаемых воздухом лопаток турбин авиадвигателей, детально изучил вопросы обработки и прокатки в вакууме особо чистых металлов, сплавов и полупроводников.

Научные результаты Василия Сергеевича были представлены в его многочисленных книгах и блестящих статьях, получивших высокую оценку коллег.



Простройка гидрокорпуса



Строительство 9-го корпуса



Лабораторный корпус



Спортивный корпус

Учебный корпус, студенческое общежитие, жилой дом для сотрудников и спортивный комплекс Ленинградского политехнического института, построенные в 1960-х годах

Заслуги В.С. Смирнова были высоко оценены научным сообществом и правительством страны: в 1960 году он был избран членом-корреспондентом АН СССР; в 1965-м ему было присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники»; в этом же году он стал Почетным членом АН Чехословакии.

Особо необходимо отметить выдающиеся организаторские способности Василия Сергеевича, которые высоко ценились коллективом Ленинградского политехнического института. В 1954 году он был назначен заместителем директора ЛПИ по научной работе, в феврале 1956-го утвержден ректором Политехнического. Работа в этой должности стала главным делом его жизни. Этой работе он отдал 17 лет, продемонстрировав организаторский талант, мудрость в решении сложных административных проблем, четкое видение концепции развития вуза. В.С. Смирнов следовал концепции, выдвинутой первым директором института князем А.Г. Гагариным – давать широкое и фундаментальное образование по базовым техническим дисциплинам, а получаемые знания должны непосредственно применяться для решения крупнейших экономических вопросов.

В пятидесятых – начале шестидесятых годов бурное развитие науки, техники и экономики диктовали острую необходимость в создании новых направлений в производстве. Василий Сергеевич возглавил

работу по преобразованию научной и учебной деятельности вуза, добиваясь того, чтобы набор специальностей и уровень специалистов, выпускаемых из стен ЛПИ, соответствовал потребностям страны.

Были реорганизованы кафедры и факультеты (в том числе и металлургический, преобразованный в физико-металлургический). Усилиями Василия Сергеевича, патриота, глубоко понимавшего интересы государства, создавались новые кафедры, вводились новые специальности, оперативно корректировались учебные планы и программы. ЛПИ стал выпускать специалистов для атомной промышленности, ядерной энергетики, ракетно-космической индустрии, полупроводниковой электроники, вычислительной техники. В институте был организован ряд проблемных и отраслевых лабораторий по новым научным направлениям. В 1961 году организовано опытно-конструкторское бюро (ОКБ ЛПИ), сыгравшее большую роль в развитии космических программ страны. За значительный научный вклад в успешное освоение космоса в декабре этого года Президиум АН СССР наградил институт медалью в честь запуска первого в мире искусственного спутника Земли.

Василий Сергеевич внес неоценимый вклад в развитие программ подготовки инженерных кадров для зарубежных стран. В 1965 году в ЛПИ был организован подготовительный факультет, а затем факультет по подготовке иностранных граждан.

В 1968-м при институте было создано Особое конструкторское бюро технической кибернетики, преобразованное позже в Центральный НИИ робототехники и технической кибернетики (ЦНИИ РТК). В 1972 году открыт Псковский филиал ЛПИ. Заслуги института, отражающие успешную работу ректора, были отмечены высокими правительственными наградами: в 1965-м институт награжден орденом Ленина и Памятным Знаменем Президиума Верховного Совета РСФСР, Совета Министров РСФСР и ВЦСПС.

В институте были построены новые учебные корпуса, студенческие общежития, жилые дома для сотрудников, спорткомплекс, плавательный бассейн — все это плоды деятельности Василия Сергеевича, которые трудно переоценить.

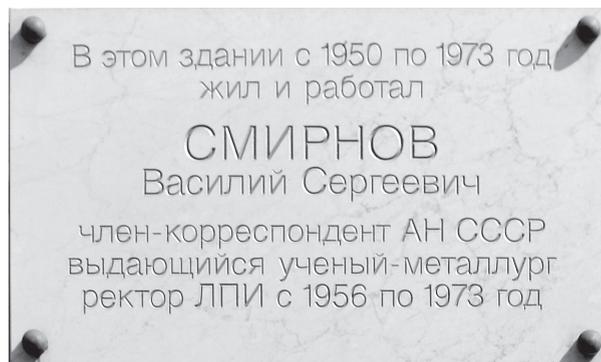
До конца жизни В.С. Смирнов много времени уделял научной работе: в 1973 году изданы две монографии — «Теория обработки металлов давлением» (основополагающий труд в этой области) и «Сборник задач по обработке металлов давлением». К сожалению, эти книги были опубликованы после смерти автора.

Деятельность В.С. Смирнова отмечена многочисленными правительственными наградами — орденом Ленина и Трудового Красного Знамени, орденами ГДР, Болгарии и рядом медалей. Он вел большую общественную работу (в 1970 году был избран депутатом Верховного Совета РСФСР).

Умер Василий Сергеевич 5 марта 1973 года, прожив лишь 58 лет, оставив огромное наследие в области науки, техники и высшего образования. Глубокая благодарность и добрая память о В.С. Смирнове сохранится в сердцах многих поколений политехников.

Решением ученого совета СПбПУ Петра Великого портрет В.С. Смирнова помещен в галерею великих ученых размещенной в Главном здании.

В его честь установлена мемориальная доска на фасаде 1-го профессорского корпуса по адресу ул. Политехническая, д. 29.



СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

РУДСКОЙ Андрей Иванович — доктор технических наук член-корреспондент РАН ректор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: rector@spbstu.ru

RUDSKOY Andrei I. — Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: rector@spbstu.ru

DOI 10.5862/JEST/18

УДК 001:929:66

А.Г. Морачевский

**ВКЛАД АКАДЕМИКА Н.С. КУРНАКОВА В СОЗДАНИЕ
ПРОМЫШЛЕННОСТИ КАЛИЙНЫХ УДОБРЕНИЙ РОССИИ
(К 90-ЛЕТИЮ ОТКРЫТИЯ ВЕРХНЕКАМСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ
КАЛИЙНЫХ И МАГНИЕВЫХ СОЛЕЙ)**

A.G. Morachevskij

**THE CONTRIBUTION OF ACADEMICIAN N.S. KURNAKOV
IN THE CREATION OF THE RUSSIAN POTASH FERTILIZERS INDUSTRY
(DEDICATED TO THE 90TH ANNIVERSARY OF THE OPENING
OF THE VERKHNEKAMSK POTASSIUM AND MAGNESIUM SALT DEPOSIT)**

В очерке кратко рассмотрено участие академика Н.С. Курнакова, профессора общей химии в Политехническом институте в 1902–1930 гг., в обосновании геологических исследований и последующем изучении Верхнекамского месторождения калийных и магниевых солей, которое было открыто в 1925 году.

АКАДЕМИК Н.С. КУРНАКОВ; ВЕРХНЕКАМСКОЕ МЕСТОРОЖДЕНИЕ КАЛИЙНЫХ И МАГНИЕВЫХ СОЛЕЙ; КАЛИЙНЫЕ УДОБРЕНИЯ; КАЛИЙНЫЙ КОМБИНАТ; СИЛЬВИНИТ; КАРНАЛЛИТ.

In the essay briefly considered part of Academician NS Kurnakova, professor of general chemistry at the Polytechnic Institute in 1902–1930, in the substantiation of geological surveys and follow-up study Verkhnekamsk potassium and magnesium salts, which was opened in 1925.

ACADEMICIAN NS KURNAKOV; VERKHNEKAMSK POTASSIUM AND MAGNESIUM SALTS; POTASSIUM FERTILIZERS; POTASH PLANT SILVINITE; CARNALLITE.

Научное творчество и организационная деятельность профессора общей химии Санкт-Петербургского (Петроградского, Ленинградского) политехнического института (с 1902 по 1930 год), академика Императорской (Петербургской) Академии наук (с 1913 г.) Николая Семеновича Курнакова (1860–1941), выдающегося физико-химика и технолога, охватывали чрезвычайно широкий круг проблем, среди которых важное место занимали исследования солевых систем и освоение соляных богатств страны [1].

Соляной промысел на Руси был, вероятно, одним из самых древних промыслов, связанных с использованием месторождений полезных ископаемых. В северных областях России и в Пред-

уралье поваренная соль добывалась путём выварки из вод естественных соляных источников и подземных рассолов. К XVII веку бурение на рассолы достигло большого размаха, без него уже не обходились солеваренные заводы во многих районах Европейской России. В Пермском Прикамье (Соликамск, Усолье, Чусовские городки и др.) на солеваренных заводах к началу XVII века имелся ряд скважин глубиной до 100 м, закрепленных деревянными трубами. Глубина скважин определялась глубиной залегания пластов каменной соли (хлорид натрия).

Интерес к калийным солям возник в середине XIX века после работы немецкого ученого Ю. Либиха (1803–1873), одного из выдающихся

химиков своего времени. В 1840 году он опубликовал труд «Химия в приложении к земледелию и физиологии», в котором на основании многочисленных опытов показал, что в период роста растения извлекают из почвы минеральные вещества, которые потом не возвращаются. В этом, по мнению Либиха, заключается причина снижения урожая.

В Германии добыча калийных солей началась в 1857 году. К началу первой мировой войны от 92 до 99 % рынка калийных солей находилось в руках Франко-германского синдиката, имевшего около 200 шахт и 70 химических фабрик по переработке добываемого сильвинита ($KCl \cdot NaCl$) [2]. Россия все калийные удобрения ввозила из Германии. По сведениям Департамента земледелия [3] в России за период проводимой П.А. Столыпиным (1862–1911) земельной реформы потребление калийных удобрений возросло (в пересчете на чистый калий) с 6 тыс. т в 1908 году до 23, 9 тыс. т в 1912-м. В связи с начавшейся войной ввоз калийных удобрений в Россию полностью прекратился. Это обстоятельство стимулировало поиски калийных солей в стране. В январе 1915 года на заседании физико-математического отделения Академии наук один из крупнейших российских ученых академик В.И. Вернадский огласил заявление, подписанное рядом академиков, о целесообразности создания Комиссии по изучению естественных производительных сил в России (КЕПС). В заявлении отмечалась настоятельная необходимость всемерного развития производительных сил России, освобождения ее от экономической зависимости от других стран, роста отечественной промышленности, дальнейшего развития земледелия. Прежде всего признавалась необходимость тщательного учета месторождений полезных ископаемых. В феврале 1915 года Общее собрание Академии наук приняло постановление об образовании КЕПС, ее председателем был избран В.И. Вернадский, заместителем председателя Н.С. Курнаков. Кроме того, Н.С. Курнаков был назначен руководителем Соляного отдела при КЕПС.

Наиболее аргументированное описание истории открытия Верхнекамского месторождения калийных и магниевых солей содержится в работах известного геолога А.А. Иванова [4, 5]. Еще в 1907 году при бурении одной из скважин

в районе г. Соликамска на глубине 98–99 м были получены образцы соли необычного красного цвета. Образцы хранились в коллекции потомственного солеваря Н.П. Рязанцева и не были подвергнуты надежному исследованию. В 1916 году эти образцы, а также образцы из других скважин и пробы рассолов были доставлены в Петроград в химические лаборатории Горного и Политехнического институтов. Анализы, выполненные сотрудниками Н.С. Курнакова, показали высокое содержание хлорида калия в доставленных пробах. Об этом Н.С. Курнаковым были опубликованы сообщения в 1916 и 1917 годах [6, 7]. В изучении образцов активно участвовали преподаватели Политехнического института Г.Г. Уразов и Н.Н. Ефремов. Сведения о том, что летом 1917 г и весной 1918 года Н.С. Курнаков сам выезжал в район Соликамска для обследования скважин, [8] не представляются достаточно достоверными, в публикациях ученого о таких экспедициях не говорится.

3 января 1920 года при Химическом отделе Высшего Совета Народного Хозяйства (ВСНХ) была утверждена особая комиссия по солям калия, в состав которой был включен также Н.С. Курнаков «...как лучший знаток в вопросах об источниках солей калия в России». На комиссию прежде всего возлагались задачи разведки месторождений калийных солей. В программу работ на 1920 год было включено бурение двух скважин в районе г. Соликамска. Однако выполнить это не удалось.

В 1922 году Н.С. Курнаков обобщил результаты своих исследований образцов солей и рассолов [9]. Он отметил, что содержание калиевых солей в рассолах прикамских промыслов находится в связи с присутствием сильвинита в отложениях каменной соли. Указал на необходимость систематической буровой разведки прежде всего в районе г. Соликамска в сочетании с соответствующими химическими и геологическими исследованиями, ибо только при правильной постановке этих работ может быть сделано заключение о возможной промышленной эксплуатации месторождения.

Таким образом, к началу 20-х годов благодаря опыту местных энтузиастов, работам геологов, инициативе и исследованиям Н.С. Курнакова с сотрудниками в Горном институте (К.Ф. Белоглазов) и в Политехническом инсти-

туте (К.Ф. Жемчужный, Г.Г. Уразов, Н.Н. Ефремов) был собран материал, убедительно подтвердивший, что в недрах Прикамского соленосного бассейна в каменной соли имеются проявления калийных солей. Однако из-за существовавших объективных трудностей не были ясны область распространения калийных солей, мощность накопления, их качество, промышленное значение. Как отмечает А.А. Иванов [4], «...месторождение солей еще не было ни открыто, ни разведано». Тем не менее следует еще раз подчеркнуть, что Н.С. Курнаков и его сотрудники сделали все, что было в то время возможно, для обоснования и предсказания наличия калийных солей в районе г. Соликамска.

Летом 1924 года профессор пермского университета, опытный геолог П.И. Преображенский (1874–1944), обследуя архивы Уральских горных предприятий, близко столкнулся с материалами о соляных промыслах в Соликамском районе [5, 10]. В том же 1924 года П.И. Преображенский был переведен на работу в Ленинград, в Геологический комитет (позднее ВСЕГЕИ), где он энергично взялся за организацию в г. Соликамске разведочных работ на калийные соли. Несмотря на огромные трудности, связанные с поисками необходимого бурового оборудования по всей стране, весной 1925 года эти работы начались и уже вскоре оправдали прогнозы химиков и геологов – было открыто крупнейшее Верхнекамское месторождение калийных и магниевых солей. 5 октября 1925 года в г. Соликамске буровая скважина на глубине 92 м вошла в толщу калийных солей.

В 1926 году было опубликовано сообщение Н.С. Курнакова, где он отмечал, что все ранее сделанные прогнозы подтвердились [11]. Правительством СССР в том же году был образован трест «Союзкалий» для организации добычи и переработки калийных солей.

Мощность толщи каменной соли и калийных солей в Верхнекамском месторождении достигает 400–500 м. Из них 300–350 м приходится на нижний горизонт, сложенный так называемой подстилающей каменной солью. Средний горизонт мощностью 75–80 м представлен чередующимися пластами калийных солей (сильвинит и карналлит $\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) и каменной соли. Верхний горизонт – покровная каменная соль, имеющая толщину пласта до 50 м [12].

Уже в 1926 году путем бурения целого ряда скважин была разведана площадь не менее 35 км² к югу и к северу от г. Соликамска. Все скважины подтвердили наличие калийных солей. Первый рудник, состоящий из двух шахт, было решено строить в 2 км южнее г. Соликамска, строительство было начато в ноябре 1927 г. Уже в 1930-м рудник выдал первую партию сильвинита. Одновременно продолжались геолого-разведочные работы, было пробурено 37 глубоких скважин. По состоянию на 1932 год разведанные запасы оценивались так: сильвинита – 14,4 млрд т, карналлита – 10,8 млрд т.

В июле 1932 года строительство Калийного комбината посетила группа специалистов из учреждений АН СССР. С докладами по разным вопросам выступили академики Н.С. Курнаков, Д.Н. Прянишников, известный агрохимик, другие ученые. 15 апреля 1933 года была введена в строй химическая фабрика для получения хлорида калия из сильвинита. В январе 1934 г. руководству страны было доложено о завершении строительства Первого калийного комбината.

Одновременно значительное внимание уделялось технологии переработки карналлита и получению магнезии. Опыты по получению магнезии электролизом расплавленного карналлита проводились профессором П.П. Федотьевым и его учениками в Ленинградском политехническом институте, а также при участии П.П. Федотьева в Государственном институте прикладной химии [13]. Дискуссия о целесообразности питания ванн обезвоженным («искусственным») карналлитом, что ведет к периодическому процессу электролиза и к появлению большого количества отходов в виде отработанного электролита, закончилась в пользу сторонников этой технологии [14]. Уже 14 марта 1936 года была пущена первая ванна Соликамского магниевого завода.

Проблема комплексной переработки калийных солей Верхнекамского месторождения была решена в кратчайшие сроки. Один из старейших городов Урала стал крупным центром химической промышленности.

Теоретические исследования в различных областях неорганической и физической химии академик Н.С. Курнаков и представители его школы всегда связывали с решением проблем, имеющих непосредственное практическое зна-

чение. В результате научной и организационной деятельности Н.С. Курнакова и его сотрудников удалось включить в народнохозяйственную жизнь страны не только калийные месторождения Соликамска, но и запасы глауберовой соли

залива Кара-Богаз-Гол (Туркмения), полезные ископаемые крымских соляных озёр и лиманов (соли магния, йод, бром), соляные залежи Западной Сибири, тихвинские бокситы для получения алюминия и многое другое.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Морачевский А.Г.** Академик Николай Семенович Курнаков и его научная школа / Под ред. акад. РАН Ю.С. Васильева. СПб: Изд-во Политехн. ун-та, 2010. 99 с.
2. **Цифринович В.Е.** Мы создали калийную промышленность. Свердловск: Политиздат, 1934. 68 с.
3. Сельскохозяйственный промысел в России. Петроград: Издание Департамента земледелия, 1914. 255 с.
4. **Иванов А.А.** История открытия Верхнекамского месторождения калийных солей // Труды ВСЕГЕИ. Новая серия. 1962. Т. 83. С. 137–145.
5. **Иванов А.А.** Павел Иванович Преображенский // Выдающиеся отечественные геологи. Очерки по истории геологических знаний. 1978. Вып. 10. С. 14–159.
6. **Курнаков Н.С.** О нахождении калиевого минерала в России // Изв. АН. 1916. Т. 10. С. 1411–1412.
7. **Курнаков Н.С., Белоглазов К.Ф., Шматко М.К.** Месторождения хлористого калия Соликамской соленосной толщи // Изв. АН. 1917. Т. 11. С. 467–474.
8. **Соловьев Ю.И.** Николай Семенович Курнаков: 1860–1941. М.: Наука, 1986. 272 с.
9. **Курнаков Н.С.** О калиевых солях в рассолах Соликамского края // Изв. Рос. Ин-та прикл. химии. 1922. Вып. 1. С. 40–50.
10. **Иванов А.А., Морачевский Ю.В.** Воспоминания о П.И. Преображенском // Записки Всесоюзного Минералогического общ-ва. 1955. Т. 84. № 1. С. 63–68.
11. **Курнаков Н.С.** О месторождении калиевых солей в Соликамске // Докл. АН СССР. 1926. №2. С. 161–162.
12. **Андрюков И.А., Леонтичук А.С., Морачевский Ю.В.** Добыча и переработка калийных солей / Под ред. проф. Ю.В. Морачевского. М.: Госхимиздат, 1943. 196 с.
13. **Морачевский А.Г.** Профессор Павел Павлович Федотьев и его научная школа / Под ред. акад. РАН Ю.С. Васильева. СПб: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. 89 с.
14. **Хейфец Я.М.** Комплексное использование соликамских карналлитов // Соликамские карналлиты. М.-Л.: ОНТИ. Гл. ред. горно-топлив. лит-ры. 1935. С. 25–48.

REFERENCES

1. **Morachevskiy A.G.** Akademik Nikolay Semenovich Kurnakov i yego nauchnaya shkola [Academician Nikolai Semenovich Kurnakov and his scientific school] / Pod red. akad. RAN Yu.S. Vasilyeva. SPb: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2010. 99 s. (rus.)
2. **Tsifrinovich V.Ye.** My sozdali kaliynuyu promyshlennost [We have created the potash industry]. Sverdlovsk: Politizdat, 1934. 68 s. (rus.)
3. Selskokhozyaystvennyy promysel v Rossii [Agricultural fishing in Russia]. Petrograd: Izdaniye Departamenta zemledeliya, 1914. 255 s. (rus.)
4. **Ivanov A.A.** Istoriya otkrytiya Verkhnekamskogo mestorozhdeniya kaliynykh soley [History of discovery Verkhnekamskoye potash deposit]. *Trudy VSEGEI. Novaya seriya*. 1962. T. 83. S. 137–145. (rus.)
5. **Ivanov A.A.** Pavel Ivanovich Preobrazhenskiy [Pavel Ivanovich Transfiguration]. *Vydayushchiyesya otechestvennyye geologi. Oчерki po istorii geologicheskikh znaniy*. 1978. Vyp. 10. S. 14–159. (rus.)
6. **Kurnakov N.S.** O nakhozhdenii kaliyevogo minerala v Rossii [Finding potassium mineral in Russia]. *Izv. AN*. 1916. T. 10. S. 1411–1412. (rus.)
7. **Kurnakov N.S., Beloglazov K.F., Shmatko M.K.** Mestorozhdeniya khloristogo kaliya Solikamskoy solenosnoy tolshchi [The deposits of potash salt-bearing strata Solikamsk]. *Izv. AN*. 1917. T. 11. S. 467–474. (rus.)
8. **Solovyev Yu.I.** Nikolay Semenovich Kurnakov: 1860–1941 [Nikolai Semenovich Kurnakov: 1860–1941]. M.: Nauka, 1986. 272 s. (rus.)
9. **Kurnakov N.S.** O kaliyevykh solyakh v rassolakh Solikamskogo kraya [About potassium salts in brines Solikamsk Region]. *Izv. Ros. In-ta prikl. khimii*. 1922. Vyp. 1. S. 40–50. (rus.)
10. **Ivanov A.A., Morachevskiy Yu.V.** Vospominaniya o P.I. Preobrazhenskom [Memories of P.I. Transfiguration Notes]. *Zapiski Vses. Mineralogich. obshch-va*. 1955. T. 84. № 1. S. 63–68. (rus.)
11. **Kurnakov N.S.** O mestorozhdenii kaliyevykh soley v Solikamske [About deposit of potassium salts in Solikamsk]. *Dokl. AN SSSR*. 1926. №2. S. 161–162. (rus.)
12. **Andryukov I.A., Leontichuk A.S., Morachevskiy Yu.V.** Dobycha i pererabotka kaliynykh soley [Extraction and

processing of potassium salts] / Pod red. prof. Yu.V. Morachevskogo. M.: Goskhimizdat, 1943.196 s. (rus.)

13. **Morachevskiy A.G.** Professor Pavel Pavlovich Fedotyev i yego nauchnaya shkola [Professor Pavel P. Fedotov his scientific school]/ Pod red. akad. RAN Yu.S. Vasilyeva. SPB: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2011, 89 s. (rus.)

14. **Kheyfets Ya.M.** Kompleksnoye ispolzovaniye solikamskikh karnallitov [Integrated use of Solikamsk Solikamsk]// Solikamskiye karnallity. M.-L.: ONTI. GI. red. gorno-topliv. lit-ry. 1935. S. 25–48. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

МОРАЧЕВСКИЙ Андрей Георгиевич – доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: andrey.morachevsky@gmail.com

MORACHEVSKIY Andrei G. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: andrey.morachevsky@gmail.com

Научное издание

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ВЕДОМОСТИ СПбПУ

№3(226)2015

Учредитель – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Издание зарегистрировано в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства
в сфере массовых коммуникаций и охраны культурного наследия
(свидетельство ПИ № ФС77-25981 от 13 октября 2006 г.)

Научный редактор, корректор — канд. техн. наук доцент *Л.В. Спиридонова*
Технический секретарь — *О.А. Матенев*
Компьютерная верстка *Г.Н. Кинзябулатовой*

Телефон редакции (812) 294-47-72

E-mail:ntv-nauka@spbstu.ru

Подписано в печать 19.10.2015. Формат 60×84 1/8. Бум. тип. № 1.
Печать офсетная. Усл. печ. л. 20,0. Тираж 1000. Заказ 13557b.

Отпечатано с готового оригинал-макета,
предоставленного Издательством Политехнического университета,
в Типографии Политехнического университета,
195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
Тел.: (812) 552-77-17; 550-40-14.

УСЛОВИЯ ПУБЛИКАЦИИ СТАТЕЙ

в журнале «Научно-технические ведомости СПбГПУ»

1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Журнал «Научно-технические ведомости СПбГПУ» является периодическим печатным научным рецензируемым изданием:
— зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия (свидетельство ПИ № ФС77-25981 от 13 октября 2006г.) и распространяется по подписке через объединенный каталог «Пресса России» (индекс 18390);

— имеет международный стандартный номер сериального периодического издания (ISSN 1994-2354);

— внесен Высшей аттестационной комиссией Минобрнауки РФ в Перечень периодических научных и научно-технических изданий, в которых рекомендуется публикация основных результатов диссертаций на соискание ученой степени доктора наук, ученой степени 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, а также в международную систему по периодическим изданиям “Ulrich’s Periodicals Directory”.

Журнал публикует результаты работ в следующих областях науки и техники: энергетика, электротехника, материаловедение, металлургия, машиностроение.

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 Ваше внимание на то, что журнал издается как на русском, так и на английском языке. В связи с этим, не следует использовать аббревиатуру в названии статьи.

Аннотация должна давать читателю сжатую информацию о содержании статьи. Аннотация должна 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 являться законченным описанием.

Ключевые слова должны отражать основную проблематику статьи и должны приводиться 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;

аннотация — 3–5 предложений на русском и английском языках;

ключевые слова – не менее 2 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.;