

Том 26, №3, 2020



Материаловедение. Энергетика

Санкт-Петербург

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

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ. ЭНЕРГЕТИКА MATERIALS SCIENCE. POWER ENGINEERING

(ранее «Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки»)

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ ЖУРНАЛА

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

Вайсберг Л.А., академик РАН

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

Клименко А.В., д-р техн. наук, академик РАН

Костюк В.В., академик РАН

Лагарьков А.Н., академик РАН

Окрепилов В.В., академик РАН

Патон Б.Е., академик НАН Украины и РАН

Рудской А.И., академик РАН

Федоров М.П., академик РАН

Фортон В.Е., академик РАН

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ ЖУРНАЛА

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

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

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

Башкарёв А.Я., 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

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

Каляев И.А., д-р техн. наук, академик РАН

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

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

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

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

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

Петриченко М.Р., д-р техн. наук, профессор СПбПУ

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

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

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

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

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

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

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

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

EDITORIAL BOARD

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Petritchenko M.R. — Dr.Sc. (tech.), prof. SPbPU

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

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

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

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

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

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

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

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

Журнал «Материаловедение. Энергетика» (ранее «Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки») с 1995 года издается под научно-методическим руководством Российской академии наук.

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

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

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия (свидетельство Эл № ФС 77-78004 от 27.03.2020 г.)

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

При перепечатке материалов ссылка на журнал обязательна.

Точка зрения редакции может не совпадать с мнением авторов статей.

Адрес редакции и издательства: Россия, 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29.

Тел. редакции (812) 294-22-86.

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2020

Содержание

Энергетика и электротехника

Кизеветтер Д.В., Резник А.С., Журавлева Н.М., Литвинов Д.В. Влияние концентрации компонентов смеси диэлектрических жидкостей для силовых трансформаторов на электрическое сопротивление и оптические характеристики.....	5
---	---

Материаловедение и металлургия

Стрижиус В.Е. Оценка усталостной долговечности слоистых композитов с использованием нормализованных кривых усталости.....	20
Кондратьев С.Ю., Фролов М.А., Фукс М.Д., Святышева Е.В. Особенности строения трубного сварного соединения из сплава HP40NbTi.....	33
Нгуен Т.Н., Коленько Г.С. Анализ механики разрушения и работоспособности лопатки газовой турбины при наличии трещины.....	56
Морачевский А.Г., Попович А.А. Перезаряжаемые источники тока на основе калия и его соединений.....	70
Наумов В.А. Расчет нагрузочных характеристик типоразмерного ряда одновинтовых насосов по результатам испытаний.....	80
Нгуен Т.Х., Нгуен В.М., Конюхов Ю.В., Введенская И.А., Васильев А.А. Влияние условий механической обработки на дисперсность частиц графитовой смеси.....	90
Голод В.М., Ле Д.К. Обобщенное уравнение мезомасштабного распределения вторичных междоусных промежутков дендритов для стального литья.....	101

Contents

Power engineering and Electrical engineering

Kiesewetter D.V., Reznik A.S., Zhuravleva N.M., Litvinov D.V. Influence of mixture components concentration of dielectric liquids for power transformers on the electrical resistance and optical characteristics.....	5
---	---

Materials Science and Metallurgy

Strizhius V.E. Fatigue life prediction of laminated composites using normalized S-N data.....	20
Kondratyev S.Yu., Frolov M.A., Fuks M.D., Sviatysheva E.V. Structural features of pipe welded joint made of HP40NbTi alloy.....	33
Nguyen T.H., Kolenko G.S. Analysis of the fracture mechanics and workability of a gas turbine blade in the presence of a crack.....	56
Morachevskiy A.G., Popovich A.A. Rechargeable current sources based on potassium and its compounds.....	70
Naumov V.A. Calculation of load characteristics of the single-screw standard-size series pumps based on test results.....	80
Nguyen T.H., Nguyen V.M., Konyukhov Yu.V., Vvedenskaya I.A., Vasilev A.A. Influence of mechanical processing on the dispersion of graphite particles.....	90
Golod V.M., Le D.C. Generalized equation of mesoscale distribution of secondary dendrite arm spacings for steel casting.....	101

DOI: 10.18721/JEST.26301

УДК 537.311.324: 543.452: 535.37

*Д.В. Кизеветтер, А.С. Резник,
Н.М. Журавлева, Д.В. Литвинов*

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

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ КОМПОНЕНТОВ СМЕСИ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ ДЛЯ СИЛОВЫХ ТРАНСФОРМАТОРОВ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Исследовались зависимости электрического сопротивления и спектры флуоресценции смесей диэлектрических жидкостей для силовых трансформаторов от относительной концентрации составляющих смеси. Произведена оценка электрического сопротивления на постоянном токе с использованием трех различных формул. Показано, что для смесей нефтяного масла марки ГК и диэлектрической жидкости MIDELE N ни одна из формул не позволяет получить приемлемую точность оценки. Наиболее точно характер изменения сопротивления смеси от изменения концентрации составляющих исходных жидкостей описывает формула Ван Беека, а для искусственно состаренных смесей ни одна из формул не позволяет описать немонотонный характер изменения сопротивления. Установлено, что в первом приближении спектр флуоресценции определяется суммой спектров флуоресценции каждой из составляющих с коэффициентами, равными относительной концентрации составляющих. Подтверждена меньшая подверженность термическому старению смеси нефтяного масла и диэлектрической жидкости MIDELE N при определенной концентрации составляющих.

Ключевые слова: диэлектрические жидкости, смесь диэлектриков, электрическое сопротивление, показатель преломления, флуоресценция.

Ссылка при цитировании:

Кизеветтер Д.В. и др. Влияние концентрации компонентов смеси диэлектрических жидкостей для силовых трансформаторов на электрическое сопротивление и оптические характеристики // Материаловедение. Энергетика. 2020. Т. 26, № 3. С. 5–19. DOI: 10.18721/JEST.26301

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

*D.V. Kiesewetter, A.S. Reznik,
N.M. Zhuravleva, D.V. Litvinov*

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

INFLUENCE OF MIXTURE COMPONENTS CONCENTRATION OF DIELECTRIC LIQUIDS FOR POWER TRANSFORMERS ON THE ELECTRICAL RESISTANCE AND OPTICAL CHARACTERISTICS

The paper studies the dependence of the electrical resistance and fluorescence spectra of mixtures of dielectric liquids for power transformers on the relative concentration of the components of the mixture. The electrical resistance at direct current was estimated using three different

formulas. It is shown that for the mixtures of “GK” brand petroleum oil and dielectric fluid MIDEL eN none of the formulas allows obtaining an acceptable accuracy of estimation. The L. K. H. van Beek formula most accurately describes the character of the change in the resistance of the mixture when the concentration of the components of the source liquids changes, and for artificially aged mixtures, none of the formulas can describe the non-monotonic character of the change in resistance. We found that the fluorescence spectrum is approximately determined by the sum of the fluorescence spectra of each of the components with coefficients equal to the relative concentration of the components. A lower susceptibility to thermal aging of the mixture of petroleum oil and dielectric fluid MIDEL eN at a certain concentration of components has been confirmed.

Keywords: dielectric liquids, binary mixtures, electric resistance, refractive index, fluorescence.

Citation:

D.V. Kiesewetter et al., Influence of mixture components concentration of dielectric liquids for power transformers on the electrical resistance and optical characteristics, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 5–19, DOI: 10.18721/JEST.26301

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

Введение. Диэлектрическая проницаемость ϵ и удельное электрическое сопротивление ρ являются важными характеристиками электротехнических материалов. Для широко используемых материалов эти величины хорошо известны. У композиционных материалов, а также у смесей диэлектрических жидкостей указанные параметры зависят от состава таких материалов. В настоящее время для повышения пожарной безопасности силовых трансформаторов, в частности, используются синтетические и натуральные эфиры [1–2], силиконовые охлаждающие жидкости [3]. Смеси нефтяных масел с различными эфирами в количестве 5 %...25 %, в том числе, с эфиром MIDEL eN на основе рапсового масла, применяют для уменьшения концентрации свободной влаги [4–5] в нефтяном масле и электроизоляционной бумаге, используя свойство синтетических и натуральных эфиров образовывать с небольшим количеством воды растворы, практически не ухудшающие электроизоляционных свойств жидкого диэлектрика [1–2, 6–7]. Согласно [1–2, 5–7], использование таких смесей увеличивает долговечность работы бумажно-пропитанной изоляции силовых трансформаторов. Для проектирования электротехнических устройств и создания новых материалов во многих случаях необходимо умение рассчитать параметры диэлектрика. В простейшем случае, диэлектрическую проницаемость среды ϵ_c , состоящей из нескольких диэлектриков, определяют по формуле:

$$\epsilon_c = \frac{\sum_{k=1}^N \epsilon_k V_k}{\sum_{k=1}^N V_k}, \quad (1)$$

где N – количество диэлектриков, входящих в состав композиционного материала или конструкции, k – индекс, по которому осуществляется суммирование, ϵ_k , V_k – диэлектрическая проницаемость и объем k -ого диэлектрика. Для оптических материалов, принимая во внимание, что квадрат показателя преломления среды n равен величине диэлектрической проницаемости [8–9], используя формулу (1), можно рассчитать показатель преломления такой среды как $n_c = (\epsilon_c)^{1/2}$. Предположительно формула (1) применима также для случаев, когда физическая величина обуславливается объемом вещества в композите, например интенсивность флуоресценции или поглощение электромагнитной волны.

Формула (1) подразумевает отсутствия взаимодействия составляющих композитного материала или веществ в смеси. Однако известно, что для растворов и смесей жидких диэлектриков формула (1) является не точной. Теоретические представления о методах расчета показателя преломления растворов и физико-химических процессах при смешивании жидкостей даны в [10]. В частности, в [10] подробно рассмотрено несколько типичных случаев изменения показателя преломления растворов от концентрации составляющих: с различной кривизной зависимости, с наличием экстремума, точкой сингулярности или перегиба.

Строгий общий подход к определению диэлектрической проницаемости, как например использованный в работах [11–14], представляет серьезную сложность, а параметры композитных материалов в действительности зависят от морфологии материала [11–12]. Еще более сложной является задача определения удельного сопротивления или проводимости композитных материалов, которые зависят от морфологии материала значительно сильнее, чем диэлектрическая проницаемость. Проблема такого расчета является актуальной для различных диэлектриков, например, вспененных материалов [15–16], нанодобавок к диэлектрическим жидкостям [17–18], терморевверсивного геля [19] или композитных материалов с углеродными нанотрубками [20–22]. Известны также различные способы расчета электрической проводимости композиционных материалов методом численного моделирования, как, например [23, 24].

Возможность использования различных формул для расчета электрической проводимости смесей диэлектрических жидкостей исследовалась в работе [25]. В качестве основы для расчета проводимости в [25] использовалась формула Ван Беека [26]. В [25] было выполнено сравнение расчетных и экспериментально измеренных значений проводимости смеси различных видов масел, а также трансформаторного масла и этанола, и установлено, что на промышленной частоте наилучшее соответствие дают формулы Силларса [27] (как частный случай [28]) и Рао и Раму [29].

Изучению параметров (диэлектрической проницаемости, проводимости и пробивного напряжения) смесей диэлектрических жидкостей посвящено большое количество научных работ [30–47], что свидетельствует об актуальности рассматриваемой задачи. В частности, результаты экспериментального исследования электрофизических свойств смесей синтетического эфира MIDEL 7131 и масла THESO представлены в работе [30], возможность улучшения эксплуатационных характеристик диэлектрических жидкостей для силовых трансформаторов за счет использования смеси нефтяных масел и синтетического эфира описана в работах [31–34, 38, 41]. Изучению вопросов старения смесей нефтяных масел и натурального или синтетического эфира, а также пропитанной смесью бумажной изоляции посвящены работы [35–37, 39]. Результаты исследования диэлектрических и физико-химических свойств смесей нефтяных масел и масел растительного происхождения представлены в работах [40, 42]. Диэлектрические свойства растительных масел (кокосовое, кунжутное, касторовое) и их смесей в качестве диэлектрической жидкости для силовых трансформаторов описаны в работе [43]. Результаты измерения электрической прочности смеси нефтяного и кукурузного масла приведены в [44], тепловые характеристики смесей нефтяных масел и различных эфиров даны в [45, 47]. Подробное рассмотрение физических механизмов старения бумажно-пропитанной изоляции на основе смесей диэлектрических жидкостей, в частности эфира, представлены в [46]. Некоторые сведения о флуоресценции смесей диэлектрических жидкостей для силовых трансформаторов приведены в работе [37]. В указанных работах ([30–47]) методика расчета удельного сопротивления смесей не рассматривалась.

Цель настоящей работы состояла в изучении возможности использования простейших формул для расчета удельного сопротивления смеси двух диэлектрических жидкостей, используемых в силовых трансформаторах: нефтяного масла марки ГК и натурального эфира MIDEL eN изготавливаемого на основе рапсового масла, а также проверке применимости гипотезы, рассматривающей смесь указанных жидких диэлектриков как смесь не взаимодействующих жидкостей.

Материалы и методика измерений

Экспериментально исследовались смеси диэлектрических жидкостей, используемые для силовых трансформаторов: нефтяного масла ГК и натурального эфира MIDELE[®] N, а также ГК и силиконовой жидкости «Софэксил-ТСЖ». Диэлектрические жидкости были осушены в заводских условиях. Так как интерес в данной работе представляли изменения параметров жидких диэлектриков при различных относительных концентрациях составляющих смеси, а не абсолютные значения параметров, осушка смесей и исходных жидкостей непосредственно перед измерениями не проводилась. Измерение электрического сопротивления смесей производилось в двухэлектродной измерительной ячейке [48] из немагнитной стали с помощью гигаомметра «METREL» при постоянном напряжении 500 В. Спектр флуоресценции смесей определялся с использованием спектрометра «Avaspec-2048» при боковом возбуждении флуоресценции в кварцевой кювете лучом полупроводникового лазера с длиной волны 405 нм, мощностью 2 мВт и диаметром пучка приблизительно 1 мм.

Полученные данные

Экспериментально полученные зависимости электрического сопротивления смеси диэлектрических жидкостей в измерительной ячейке от относительной концентрации нефтяного масла при различных температурах приведены на рис. 1.

Были рассмотрены две альтернативные простейшие модели для описания изменения электрического сопротивления смесей и формула Ван Беека. Первая модель — модель, основанная на последовательной эквивалентной схеме, для которой суммарное сопротивление R вычисляется как суммарное сопротивление двух слоев, образуемых разными диэлектриками:

$$R = n_{GK} R_{GK} + (1 - n_{GK}) R_{ML}, \quad (2)$$

где n_{GK} — относительная концентрация нефтяного масла ($0 \leq n_{GK} \leq 1$), R_{GK} и R_{ML} — сопротивление нефтяного масла (при отсутствии натурального эфира в смеси) и натурального эфира (при отсутствии нефтяного масла) в измерительной ячейке. Формула (2) дает линейную зависимость сопротивления R от n_{GK} с предельными значениями, равными R_{ML} при $n_{GK} = 0$ и R_{GK} при $n_{GK} = 1$. Хорошо известно, что такая модель неприменима для материалов, содержащих твердые частицы инородного вещества в диэлектриках любого типа, а также для воздушно-пластиковой изоляции. Однако в некоторых случаях, в частности для частиц известняка в трансформаторном масле, аналогия с расчетом удельной диэлектрической проницаемости дает удовлетворительное соответствие модели и экспериментальных данных [49]. Для данной модели на рис. 1 — это зависимости 4-6.

Вторая модель основана на параллельной эквивалентной схеме, которая предполагает протекание тока по двум параллельным сопротивлениям, образуемых различными диэлектриками. Применительно к смеси жидкостей, данная модель предполагает независимое протекание тока по каждой из составляющих, соответственно суммирование проводимостей диэлектриков для определения сопротивления смеси. В этом случае имеет место:

$$R = \frac{R_{GK} R_{ML}}{n_{GK} R_{ML} + (1 - n_{GK}) R_{GK}}. \quad (3)$$

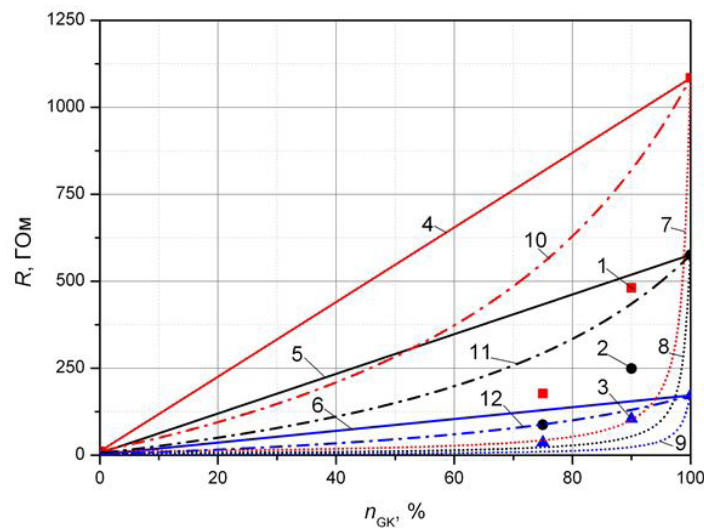


Рис. 1. Величина электрического сопротивления смеси диэлектрических жидкостей в измерительной ячейке как функция относительной концентрации масла ГК: 1–3 – эксперимент, 4–6, 7–9 и 10–12 – расчет с использованием формул (2), (3) и (4) соответственно, 1, 4, 10 – при $T = 350^\circ\text{C}$, 2, 5, 8 – при $T = 500^\circ\text{C}$, 3, 6, 9 – при $T = 700^\circ\text{C}$

Fig. 1. Value of the electrical resistance of the mixture of dielectric liquids in the measuring cell as a function of the relative concentration of oil "GK": 1–3 – experiment, 4–6, 7–9 and 10–12 – calculation using the formulas (2), (3) and (4), respectively, 1, 4, 10 – at $T = 350^\circ\text{C}$, 2, 5, 8 – at $T = 500^\circ\text{C}$, 3, 6, 9 – at $T = 700^\circ\text{C}$

Предельные значения сопротивления R как функции n_{GK} для данной модели такие же, как и для первой модели. Как первая, так и вторая рассмотренные физические модели аналогичны моделям для определения механических характеристик композитных материалов [50]. Расчетные зависимости $R(n_{GK})$ для второй модели также приведены на рис. 1 (зависимости 7–9).

Согласно формуле Ван Беека [25, 26], проводимость Y смеси диэлектрических жидкостей, с учетом введенных ранее обозначений, можно вычислить по формуле:

$$Y = Y_{GK} \frac{2Y_{GK} + Y_{ML} + 2(1 - n_{GK})(Y_{ML} - Y_{GK})}{2Y_{GK} + Y_{ML} - (1 - n_{GK})(Y_{ML} - Y_{GK})}, \quad (4)$$

где Y_{GK} , Y_{ML} – проводимость каждой из диэлектрических жидкостей. Соответственно: $R(n_{GK}) = 1/Y$.

Как следует из полученных результатов (рис. 1), ни одна из простейших моделей не позволяет правильно описать изменение сопротивления смеси при варьировании концентрации двух использованных составляющих. Так, при относительной концентрации $n_{GK} = 90\%$ первая модель завышает реальное значение сопротивления приблизительно в 1.5...2 раза, формула Ван Беека – в 1.2...1.7 раза (в зависимости от температуры), а вторая модель – занижает почти в 5 раз. Для случая $n_{GK} = 75\%$ формулы (2) и (4) также дают завышенные значения сопротивления R в 2.7...3 раза, а формула (3) занижает реальные величины приблизительно в 3...4 раза.

Экспериментально полученная зависимость $R(n_{GK})$ является нелинейной с увеличивающейся величиной производной при $n_{GK} \rightarrow 1$. Такой характер изменения $R(n_{GK})$ лучше остальных описывает формула Ван Беека (4). Из полученных данных следует, что применительно к смесям нефтяного масла ГК и диэлектрической жидкости MIDEL eN рассмотренные формулы можно ис-

пользовать только для грубой оценки электрического сопротивления смесей, полагая значения, рассчитанные по формуле (4), как максимальные, а по формуле (3) – как минимальные.

При замене нефтяного масла на иную диэлектрическую жидкость в силовом трансформаторе или наоборот (особенно без проведения промывки) образующийся жидкий диэлектрик представляет собой смесь новой и ранее использованной диэлектрических жидкостей, концентрация которых точно неизвестна. Простым и оперативным способом измерения концентраций составляющих в смесях углеводородов является метод флуоресцентного анализа. Однако возможность его применения для смесей натурального эфира MIDEL eN и нефтяного масла марки ГК ранее не проверялась.

Были измерены спектры флуоресценции полученных смесей диэлектрических жидкостей (рис. 2). Из рис. 2 видно, что спектры флуоресценции жидкостей отличаются как по форме спектра, так и по интенсивности. Локальный максимум спектральной плотности при длине волны 405 нм обусловлен рассеянием излучения накачки. Если считать, что диэлектрические жидкости в смеси не оказывают взаимного влияния, то спектральную плотность $S_{mix}(\lambda)$ интенсивности флуоресценции смеси можно вычислить по формуле, аналогичной (2):

$$S_{mix}(\lambda) = n_{GK} S_{GK} + (1 - n_{GK}) S_{ML}(\lambda), \quad (5)$$

где $S_{GK}(\lambda)$ и $S_{ML}(\lambda)$ – спектры флуоресценции нефтяного масла ГК и натурального эфира MIDEL eN, измеренные в одном масштабе при одинаковых условиях. На основании измеренных спектров флуоресценции исходных жидкостей, используя формулу (5), были рассчитаны значения спектральной плотности интенсивности флуоресценции смесей на двух длинах волн – вблизи максимальных значений $S_{GK}(\lambda)$ и $S_{ML}(\lambda)$ – 440 нм и 494 нм соответственно. Результаты расчета и экспериментально измеренные значения приведены на рис. 3 в нормированных величинах. За единицу принята величина спектральной плотности излучения флуоресценции при $\lambda = 440$ нм. Из рис. 3 следует, что расчетные и экспериментальные данные находятся в хорошем соответствии.

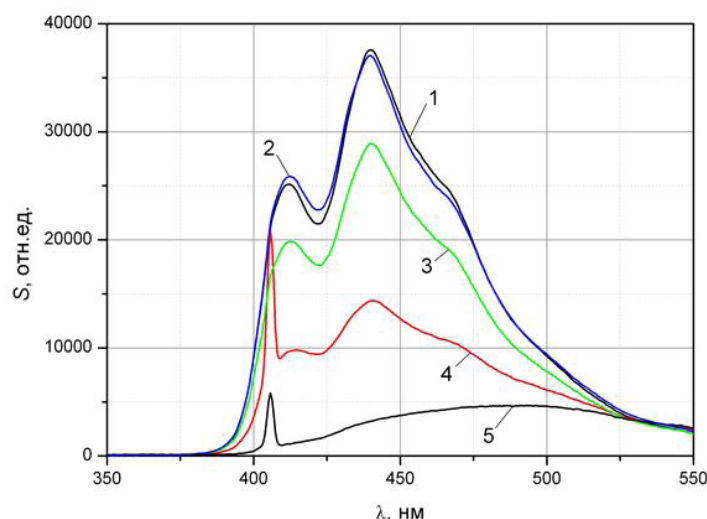


Рис. 2. Спектры флуоресценции смесей в относительных единицах.
Содержание ГК: 1 – 100%, 2 – 90%, 3 – 75%, 4 – 25%, 5 – 0%

Fig. 2. Fluorescence spectra of the mixtures in relative units.
Contents of the oil "GK": 1 – 100%, 2 – 90%, 3 – 75%, 4 – 25%, 5 – 0%

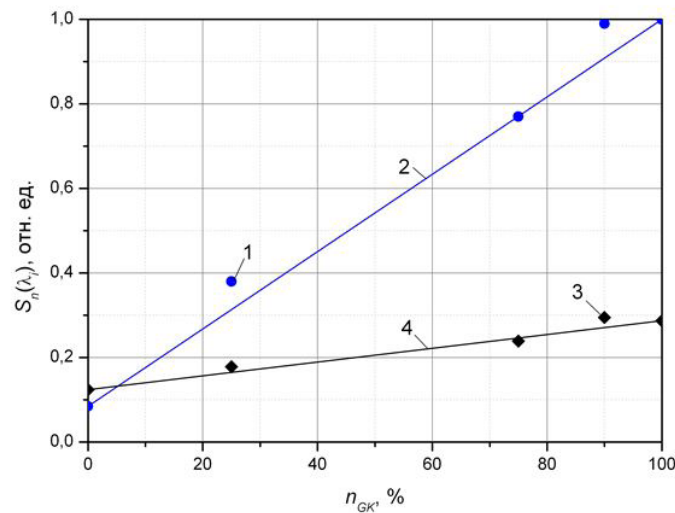


Рис. 3. Нормированные значения спектральной плотности интенсивности флуоресценции на длине волн: 1, 2 – 440 нм, 3, 4 – 494 нм, 1, 3 – эксперимент, 2, 4 – расчет с использованием формулы (5)

Fig. 3. Normalized values of the spectral density of the fluorescence intensity at the wavelength: 1, 2 – 440 nm, 3, 4 – 494 nm; 1, 3 – experiment, 2, 4 – calculation using the formula (5)

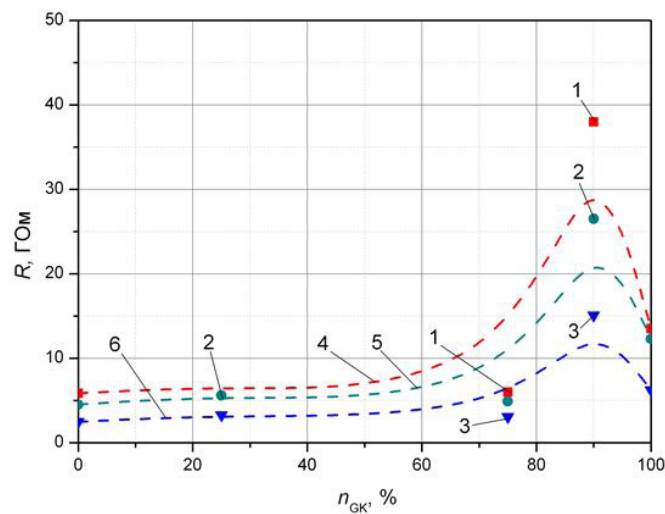


Рис. 4. Величина электрического сопротивления смеси диэлектрических жидкостей после 20 часов искусственного старения в измерительной ячейке (эксперимент и аппроксимация данных b-сплайном) при температуре смеси: 1 – 300 С, 2 – 360 С, 3 – 460 С

Fig. 4. Value of the electrical resistance of the mixture of dielectric liquids after 20 hours of artificial aging in the measuring cell (experiment and data approximation by b-spline) at the temperature of the mixture: 1 – 300 C, 2 – 360 C, 3 – 460 C

Было также произведено измерение электрического сопротивления рассмотренных выше смесей диэлектрических жидкостей при различной температуре после термического старения в течение 20 часов. Полученные зависимости $R(n_{ГК})$ приведены на рис. 4. Зависимости имеет максимум при относительной концентрации нефтяного масла ГК 90 %. Это означает, что смесь, содержащая 90 % масла ГК и 10 % натурального эфира MIDEL eN имеет наибольшее электрическое сопротивление из исследованных жидкостей. В частности у состаренной в течение 20 часов смеси

сопротивление $R(n_{ГК} = 90 \%)$ больше, чем у состаренного чистого масла ГК ($R(n_{ГК} = 100 \%)$) более, чем в 2,5 раза. Похожий эффект, используемый для улучшения эксплуатационных характеристик трансформаторного масла за счет добавления в нефтяное масло синтетического эфира MIDEL 7131, описан в патентах [4, 5].

Очевидно что, ни одна из указанных выше моделей не может описать экспериментально полученные зависимости, представленные на рис. 4, так как все модели дают монотонно изменяющиеся функции сопротивления от относительной концентрации (для рассмотренной смеси – монотонно возрастающей). Получить качественную аппроксимацию полученных данных, позволяющую сделать предположения о физических явлениях в процессе термического старения смесей, при малом количестве экспериментальных точек невозможно. Поэтому на рис. 2 для наглядного представления характера полученных зависимостей $R(n_{ГК})$ использована b -сплайн аппроксимация [51] (зависимости 4-6).

Похожий результат был получен для смесей нефтяного масла «ГК» и силиконовой трансформаторной жидкости «Софэксил-ТСЖ»: зависимость интенсивности флуоресценции от объемного содержания нефтяного масла в смеси приблизительно линейная, а электрического сопротивления – нелинейная.

Заключение

Из полученных данных следует, что рассмотренные выше формулы не позволяют точно определить удельное электрическое сопротивление смесей использованных диэлектрических жидкостей. Наиболее точно характер изменения сопротивления от относительной концентрации составляющих смесей дает формула Ван Беека. Оценку концентрации нефтяного масла в смеси можно выполнить с использованием флуоресцентного анализа в линейном приближении по изменению интенсивности флуоресценции по сравнению с интенсивностью флуоресценции чистого (100 %) нефтяного масла. Принимая во внимание ранее полученные экспериментальные данные [52] относящиеся к параметрам диэлектрической жидкости MIDEL eN в процессе искусственного старения, можно предположить, что при термическом старении смеси исследованных диэлектрических жидкостей их нельзя считать не взаимодействующими: электрические и оптические параметры смеси после старения не соответствуют параметрам смеси состаренных по отдельности составляющих.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] MIDEL 7131 biodegradable synthetic ester transformer fluid. Режим доступа: <https://www.midel.com/midel-range/midel-7131/> (дата обращения: 30.07.2020).
- [2] MIDEL eN 1204 natural ester transformer fluid. Режим доступа: <https://www.midel.com/midel-range/midel-en1204/> (дата обращения: 30.07.2020).
- [3] Силиконовая трансформаторная жидкость СОФЭКСИЛ-ТСЖ. Рекомендации по применению. Техническое описание и характеристики. https://www.sofex-silicone.ru/upload/file/pdf/sofexil_tcj.pdf (дата обращения: 30.07.2020).
- [4] Bessede J.-L., Perrier C., Beroual A. US patent No 7833440. High performance dielectric oil and the use thereof in highvoltage electrical equipment. H01B 3/20. Nov. 2010.
- [5] Виноградов А.В., Пестряева Л.М., Светоносков В.П., Фишлер Я.Л. Пат РФ № 27265. Трансформатор. H01F 27/12, опублик. 10.03.2003 г.
- [6] MIDEL 7131 Moisture Tolerance. https://www.midel.com/app/uploads/2018/05/MIDEL_7131_Moisture_Tolerance.pdf (дата обращения: 30.07.2020).
- [7] MIDEL eN 1215 Moisture Tolerance and Asset Life Extension. https://www.midel.com/app/uploads/2018/05/MIDEL_eN_1215_Moisture_Tolerance_Asset_Life_Extension.pdf (дата обращения: 30.07.2020).

- [8] **Борн М., Вольф Э.** Основы оптики. Изд. 2-е. Перевод с английского. М.: Наука, 1973. 713 с.
- [9] **Ефимов А.М.** Оптические свойства материалов и механизмы их формирования. — СПб: СПб-ГУИТМО., 2008 — 103 с.
- [10] **Июффе Б.Б.** Рефрактометрические методы химии. — Л.: Химия, 1983. — 352 с.
- [11] **Зарубин В.С., Кувыркин Г.Н., Савельева И.Ю.** Оценка диэлектрической проницаемости композита с дисперсными включениями // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Приборостроение. 2015. № 3, С. 50–64.
- [12] **Tuncer E.** A formula for dielectric mixtures. J. Philosophical Magazine Letters. 85(6) (2005) 269–275.
- [13] **Pawar V.P., Shagufta T., Patil A.V.** Structural Properties in Binary Mixtures of Polar Molecules through Microwave Dielectric Technique. Proc. 19th IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDL), Manchester, United Kingdom, 25–29 June, 2017. (2017) 1–4.
- [14] **Haukalid K., Folger K.** Dielectric Mixture Models for Hydrate Formation and Agglomeration. Proc. 2018 12th International Conference on Electromagnetic Wave Interaction with Water and Moist Substances (ISEMA). (2018) 1–4.
- [15] **Winkel D., Puffer R., Schnettler A.** Investigation on the Dielectric Material Parameters and the Electric Conductivity of Syntactic Foam at the Liquid Nitrogen Temperature Range. IEEE Transactions on Applied Superconductivity. 25(3) (2015) 7700605.
- [16] **Machetti D., Moal E., Seifert J.M., Puffer R.** Electrical characterization of low-density solid insulating fillers for hollow-core composite insulators. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 673–676.
- [17] **Liu R.** A novel insulation system in gelatinizing hydrocarbon oil with styrenic block copolymers. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 708–711.
- [18] **Sarov M.S., Preetha P.** Optimization of filler loading of multi-particle mineral oil nanofluid for transformer insulation. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 712–715.
- [19] **Logakis E., Christen T., Scheel S., Adamczyk B., Qi L., Liu R.** Oil-to-gel insulation: A novel eco-efficient insulation concept. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 782–785.
- [20] **Demidenko N., Ichkitidze L., Murashko D., Kurilova U., Zar V.** Electrical conductivity study of composite nanomaterials containing carbon nanotubes. Proc. 2019 IEEE Conference of Russian Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering (EIConRus), St. Petersburg. (2019) 2264–2267.
- [21] **Kizevetter D.V., Malyugin V.I., Borisova M.E., Seleznev D.A., Kamalov A.M.** Estimation of single-walled carbon nanotube concentration in polyethylene using the spectral correlation method. J. Opt. Technol. 87(1) (2020) 8–10.
- [22] **Demidenko N., Ichkitidze L., Murashko D., Kurilova U., Zar V.** Electrical Conductivity Study of Composite Nanomaterials Containing Carbon Nanotubes. Proc. 2019 IEEE Conference of Russian Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering (EIConRus). (2019).
- [23] **Wang Xilin, Xu Xiaoran, Wang Jun, Yao Youwei, Jia Zhidong, Ju Xuecheng.** Study of nonlinear nanoparticles doped silicone rubber composites and its dielectric properties. Proc. 2016 IEEE Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP). (2016) 727–730.
- [24] **Stelmashchuk A., Karbovnyk I., Klym H., Lukashevych D., Chalyy D.** Simulation of the tunnelling conductivity in nanotube/dielectric composite. Proc. 2017 IEEE 37th International Conference on Electronics and Nanotechnology (ELNANO). (2017) 209–212.
- [25] **Ramu T.S., Narayana Rao Y.** On the Evaluation of Conductivity of Mixtures of Liquid Dielectrics. IEEE Transactions on Electrical Insulation. EI-8(2) (1973) 55–60.
- [26] **van Beek L. K. H.** Dielectric behaviour of heterogeneous systems, in Iliffe Books Ltd, J. B. Birks (ed.), Progress in Dielectrics. 7 (1967) 69–114.

- [27] **Sillars R.W.** The properties of a dielectric containing semi-conducting particles of various shapes. *J. Inst. Elec. Eng. (Tokyo)*. 80 (1937) 378–394.
- [28] **Kharadly M.M.Z., Jackson W.** The properties of artificial dielectrics comprising arrays of conducting elements. *Proc. Inst. Elect. Eng.* 100 (1953) 199–212.
- [29] **Rao Y.N., Ramu T.S.** Determination of the permittivity and loss factor of mixtures of liquid dielectrics. *EI-7* (1972) 195–199.
- [30] **Timoshkin I.V., MacGregor S.J., Given M.J., Wilson M.P.** Mixtures of Midel 7131 and THESO Insulating Liquids for Pulsed Power Applications. *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation*. 18(4) (2011) 1256–1261.
- [31] **Perrier C., Beroual A., Bessede J.L.** Improvement of power transformers by using mixed insulations of mineral oil with synthetic esters. 2005 IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDEL 2005), Coimbra, Portugal. (2005) 389–392.
- [32] **Fofana I., Wasserberg V., Borsi H., Gockenbach E.** Challenge of mixed insulating liquids for use in high voltage transformers. Part1: Investigation of mixed liquids. *IEEE Electrical Insulation Magazine*. 18(3) (2002) 18–31.
- [33] **Fofana I., Borsi H., Gockenbach E.** Challenge for a mixed insulating liquid for using in high voltage transformers. Part2: Dielectric behaviour of the mixed liquids impregnated paper insulation. *IEEE Electrical Insulation Magazine*. 18(4) (2002) 5–16.
- [34] **Ruijin Liao, Jian Hao, Lijun Yang, Shuaiwei Liang, Jianguo Yin.** Improvement on the anti-aging properties of power transformers by using mixed insulating oil. 2010 International Conference on High Voltage Engineering and Application, New Orleans, USA. (2010) 588–591.
- [35] **Ruijin Liao, Jian Hao, Lijun Yang, Stanislaw Grzybowski.** Study on aging characteristics of mineral oil/natural ester mixtures-paper insulation. *IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDL)*. (2011) 1–4.
- [36] **Zhuravleva N., Reznik A., Kiese wetter D.** Study of thermal aging of mixture of transformer insulating liquids. *Proc. ELEKTRO-2016, High Tatras, Slovak Rep.* (2016) 645–648.
- [37] **Kiese wetter D.V., Reznik A.S., Zhuravleva N.M., Litvinov D.V.** Investigation of optical characteristics of mixtures of dielectric liquids in the process of artificial aging. *Proc. 2019 IEEE conf. of Russian young researches in electrical and electronics engineering*. (2019) 819–823.
- [38] **Fofana I., Wasserberg V., Borsi H., Gockenbach E.** The electrical and dielectrical behaviour of mixed insulation liquids for transformers. *Proceedings of 13th International Conference on Dielectric Liquids (ICDL'99)*, Nara, Japan, July 20–25. (1999) 491–494.
- [39] **Mohan Rao U., Harish Pulluri, Goutham Kumar N.** Performance analysis of transformer oil/paper insulation with ester and mixed dielectric fluids. *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation* 25(5) (2018) 1853–1862.
- [40] **Haichuan Yu, Rong Chen, Xiaobo Hu, Xiaogang Xu, Yang Xu.** Dielectric and physicochemical properties of mineral and vegetable oils mixtures. *Proc. 19th IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDL)*, Manchester, United Kingdom, 25 – 29 June, 2017. (2017) 1–4.
- [41] **Dombek G., Gielniak J., Wroblewski R.** Fire safety and electrical properties of mineral oil/synthetic ester mixtures. *Proc. 2017 International Symposium on Electrical Insulating Materials (ISEIM)*. (2017) 227–230.
- [42] **Dumitran L.M., Gorun F., Nicolae S., Mirica C.** Dielectric properties of mineral and vegetable oils mixtures for power transformers. *Proc. 2019 11th International Symposium on Advanced Topics in Electrical Engineering (ATEE)*. (2017) 1–6.
- [43] **Kumara R.S.S., Fernando M.A.R.M., Kalpage C.S.** Comparison of coconut/sesame/castor oils and their blends for transformer insulation. *Proc. 2017 IEEE International Conference on Industrial and Information Systems (ICIIS)*. (2017) 1570379870 1–6.

- [44] **Salama Manjang, Ikhlas Kitta, Abdi Ikhlas.** Voltage breakdown characteristics of transformer mineral oil with varies the composition of corn oil. Proc. 2019 2nd International Conference on High Voltage Engineering and Power Systems. (2019) 1–4.
- [45] **Nadolny Z., Dombek G., Przybylek P.** Thermal properties of a mixture of mineral oil and synthetic ester in terms of its application in the transformer. Proc. 2016 IEEE Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP). (2016) 857–860.
- [46] **Mohan Rao U., Narendra Kumar Y., Raj Kumar Jarial.** Understanding the ageing behaviour of transformer oil–paper insulation with ester and mixed dielectric fluids. IET Science, Measurement & Technology (2018) 12(7) 851–857.
- [47] **Ahmed Hamdi, Issouf Fofana, Mahi Djillali.** Stability of mineral oil and oil–ester mixtures under thermal ageing and electrical discharges. IET Generation, Transmission & Distribution. (2017) 11(9) 2384–2392.
- [48] ГОСТ 6581-75. Материалы электроизоляционные жидкие. Методы электрических испытаний. 1975 (переизд. 2008), М., Издательство Стандартов, 16 с.
- [49] **Могилевская Т.Ю., Обухов В.И.** Об определении удельной проводимости смеси двух диэлектриков // Известия Томского политехнического института им. С.И. Кирова. 1966. Т. 149, С. 169–170.
- [50] **Gaziz Yerbolat, Shynggys Amangeldi, Md. Hazrat Ali, Nazym Badanova, Asset Ashirbeek, Gulzhan Islam.** Composite materials property determination by rule of mixture and monte carlo simulation. Proc. 2018 IEEE International Conference on Advanced Manufacturing (ICAM). (2018) 384–387.
- [51] OriginLab. Help Online. X-Function-bspline. <https://www.originlab.com/doc/X-Function/ref/bspline> (дата обращения: 30.07.2020).
- [52] **Zhuravleva N., Reznik A., Tukacheva A., Kiesewetter D., Smirnova E.** The study of thermal aging components paper-impregnated insulation of power transformers. Proc. 2016 IEEE North West Russia Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering Conference, 2016, P. 747–751.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

КИЗЕВЕТТЕР Дмитрий Владимирович — профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р физ.-мат. наук.
E-mail: kizevetter_dv@spbstu.ru

РЕЗНИК Александр Сергеевич — доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.
E-mail: alexreznik85@gmail.com

ЖУРАВЛЕВА Наталия Михайловна — доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.
E-mail: natalia_zhurav@mail.ru

ЛИТВИНОВ Данила Васильевич — аспирант, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.
E-mail: disherx@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 17.07.2020

REFERENCES

- [1] MIDEL 7131 biodegradable synthetic ester transformer fluid. Rezhim dostupa: <https://www.midel.com/midel-range/midel-7131/> (data obrashcheniya: 30.07.2020).

- [2] MIDEL eN 1204 natural ester transformer fluid. Rezhim dostupa: <https://www.midel.com/midel-range/midel-en1204/> (data obrashcheniya: 30.07.2020).
- [3] Silicone transformer fluid SOFEKSIL-TSZH. Recommendations for use. Technical description and characteristics. https://www.sofex-silicone.ru/upload/file/pdf/sofexil_tcj.pdf (data obrashcheniya: 30.07.2020).
- [4] **J.-L. Bessede, C. Perrier, A. Beroual**. US patent No 7833440, High performance dielectric oil and the use thereof in highvoltage electrical equipment, H01B 3/20. Nov. 2010.
- [5] **A.V. Vinogradov, L.M. Pestryayeva, V.P. Svetonosov, Ya.L. Fishler**, Pat RF № 27265. Transformator. H01F 27/12, opubl. 10.03.2003 g.
- [6] MIDEL 7131 Moisture Tolerance. https://www.midel.com/app/uploads/2018/05/MIDEL_7131_Moisture_Tolerance.pdf (data obrashcheniya: 30.07.2020).
- [7] MIDEL eN 1215 Moisture Tolerance and Asset Life Extension. https://www.midel.com/app/uploads/2018/05/MIDEL_eN_1215_Moisture_Tolerance_Asset_Life_Extension.pdf (data obrashcheniya: 30.07.2020).
- [8] **M. Born, E. Volf**, Osnovy optiki. Izd. 2-ye. Perevod s angliyskogo. M.: Nauka, 1973. 713 s.
- [9] **A.M. Yefimov**, Opticheskiye svoystva materialov i mekhanizmy ikh formirovaniya [Optical properties of materials and mechanisms of their formation]. – SPb: SPbGUITMO., 2008 – 103 s.
- [10] **B.B. Ioffe**, Refraktometricheskiye metody khimii [Refractometric methods of chemistry]. – L.: Khimiya, 1983. – 352 s.
- [11] **V.S. Zarubin, G.N. Kuvyrkin, I.Yu. Savelyeva**, Otsenka dielektricheskoy pronitsayemosti kompozita s dispersnymi vklucheniymi [Estimation of the permittivity of a composite with dispersed inclusions] // Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser. Priborostroyeniye. 2015. № 3, C. 50–64.
- [12] **E. Tuncer**, A formula for dielectric mixtures. J. Philosophical Magazine Letters. 85(6) (2005) 269–275.
- [13] **V.P. Pawar, Shagufta Tabassum, A.V. Patil**, Structural properties in binary mixtures of polar molecules through microwave dielectric technique. Proc. 19th IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDL), Manchester, United Kingdom, 25–29 June, 2017. (2017) 1–4.
- [14] **K. Haukalid, K. Folger**, Dielectric mixture models for hydrate formation and agglomeration. Proc. 2018 12th International Conference on Electromagnetic Wave Interaction with Water and Moist Substances (ISEMA). (2018) 1–4.
- [15] **D. Winkel, R. Puffer, A. Schnettler**, Investigation on the dielectric material parameters and the electric conductivity of syntactic foam at the liquid nitrogen temperature range. IEEE Transactions on Applied Superconductivity. 25(3) (2015) 7700605.
- [16] **D. Machetti, E. Moal, J.M. Seifert, R. Puffer**, Electrical characterization of low-density solid insulating fillers for hollow-core composite insulators. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 673–676.
- [17] **R. Liu**, A novel insulation system in gelatinizing hydrocarbon oil with styrenic block copolymers. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 708–711.
- [18] **M.S. Sarov, P. Preetha**, Optimization of filler loading of multi-particle mineral oil nanofluid for transformer insulation. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 712–715.
- [19] **E. Logakis, T. Christen, S. Scheel, B. Adamczyk, L. Qi, R. Liu**, Oil-to-gel insulation: A novel eco-efficient insulation concept. Proc. 3^d Conference on Dielectrics (ICD-2020), 6th–31st July 2020, Valencia, Spain. (2020) 782–785.
- [20] **N. Demidenko, L. Ichkitidze, D. Murashko, U. Kurilova, V. Zar**, Electrical conductivity study of composite nanomaterials containing carbon nanotubes. Proc. 2019 IEEE Conference of Russian Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering (EIConRus), St.Petersburg. (2019) 2264–2267.
- [21] **D.V. Kizevetter, V.I. Malyugin, M.E. Borisova, D.A. Seleznev, A.M. Kamalov**, Estimation of single-walled carbon nanotube concentration in polyethylene using the spectral correlation method. J. Opt. Technol. 87(1) (2020) 8–10.

- [22] **N. Demidenko, L. Ichkitidze, D. Murashko, U. Kurilova, V. Zar**, Electrical conductivity study of composite nanomaterials containing carbon nanotubes. Proc. 2019 IEEE Conference of Russian Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering (EIConRus). (2019).
- [23] **Wang Xilin, Xu Xiaoran, Wang Jun, Yao Youwei, Jia Zhidong, Ju Xuecheng**, Study of nonlinear nanoparticles doped silicone rubber composites and its dielectric properties. Proc. 2016 IEEE Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP). (2016) 727–730.
- [24] **A. Stelmashchuk, I. Karbovnyk, H. Klym, D. Lukashevych, D. Chalyy**, Simulation of the tunnelling conductivity in nanotube/dielectric composite. Proc. 2017 IEEE 37th International Conference on Electronics and Nanotechnology (ELNANO). (2017) 209–212.
- [25] **T. S. Ramu, Y. Narayana Rao**, On the evaluation of conductivity of mixtures of liquid dielectrics. IEEE Transactions on Electrical Insulation. EI-8(2) (1973) 55–60.
- [26] **L.K.H. van Beek**, Dielectric behaviour of heterogeneous systems, in Iliffe Books Ltd, J. B. Birks (ed.), Progress in Dielectrics. 7 (1967) 69–114.
- [27] **R.W. Sillars**, The properties of a dielectric containing semi-conducting particles of various shapes. J. Inst. Elec. Eng. (Tokyo). 80 (1937) 378–394.
- [28] **M.M.Z. Kharadly, W. Jackson**, The properties of artificial dielectrics comprising arrays of conducting elements. Proc. Inst. Elect. Eng. 100 (1953) 199–212.
- [29] **Y.N. Rao, T.S. Ramu**, Determination of the permittivity and loss factor of mixtures of liquid dielectrics. EI-7 (1972) 195–199.
- [30] **I.V. Timoshkin, S.J. MacGregor, M.J. Given, M. P. Wilson**, Mixtures of Midel 7131 and THESO Insulating Liquids for Pulsed Power Applications. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation. 18(4) (2011) 1256–1261.
- [31] **C. Perrier, A. Beroual, J. L. Bessede**, Improvement of power transformers by using mixed insulations of mineral oil with synthetic esters. 2005 IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDEL 2005), Coimbra, Portugal. (2005) 389–392.
- [32] **I. Fofana, V. Wasserberg, H. Borsi, E. Gockenbach**, Challenge of mixed insulating liquids for use in high voltage transformers. Part 1: Investigation of mixed liquids. IEEE Electrical Insulation Magazine. 18(3) (2002) 18–31.
- [33] **I. Fofana, H. Borsi, E. Gockenbach**, Challenge for a mixed insulating liquid for using in high voltage transformers. Part 2: Dielectric behaviour of the mixed liquids impregnated paper insulation. IEEE Electrical Insulation Magazine. 18(4) (2002) 5–16.
- [34] **Ruijin Liao, Jian Hao, Lijun Yang, Shuaiwei Liang, Jianguo Yin**, Improvement on the anti-aging properties of power transformers by using mixed insulating Oil. 2010 International Conference on High Voltage Engineering and Application, New Orleans, USA. (2010) 588–591.
- [35] **Ruijin Liao, Jian Hao, Lijun Yang, Stanislaw Grzybowski**, Study on aging characteristics of mineral oil/natural ester mixtures-paper insulation. IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDL). (2011) 1–4.
- [36] **N. Zhuravleva, A. Reznik, D. Kiesewetter**, Study of thermal aging of mixture of transformer insulating liquids. Proc. ELEKTRO-2016, High Tatras, Slovak Rep. (2016) 645–648.
- [37] **D.V. Kiesewetter, A.S. Reznik, N.M. Zhuravleva, D.V. Litvinov**, Investigation of Optical Characteristics of Mixtures of Dielectric Liquids in the Process of Artificial Aging. Proc. 2019 IEEE conf. of Russian young researches in electrical and electronics engineering. (2019) 819–823.
- [38] **I. Fofana, V. Wasserberg, H. Borsi, E. Gockenbach**, The electrical and dielectrical behaviour of mixed insulation liquids for transformers. Proceedings of 13th International Conference on Dielectric Liquids (ICDL'99), Nara, Japan, July 20–25. (1999) 491–494.
- [39] **U. Mohan Rao, Harish Pulluri, N. Goutham Kumar**, Performance analysis of transformer oil/paper insulation with ester and mixed dielectric fluids. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation 25(5) (2018) 1853–1862.

- [40] **Haichuan Yu, Rong Chen, Xiaobo Hu, Xiaogang Xu, Yang Xu**, Dielectric and physicochemical properties of mineral and vegetable oils mixtures. Proc. 19th IEEE International Conference on Dielectric Liquids (ICDL), Manchester, United Kingdom, 25–29 June, 2017. (2017) 1–4.
- [41] **G. Dombek, J. Gielniak, R. Wroblewski**, Fire safety and electrical properties of mineral oil/synthetic ester mixtures. Proc. 2017 International Symposium on Electrical Insulating Materials (ISEIM). (2017) 227–230.
- [42] **L.M. Dumitran, F. Gorun, S. Nicolae, C. Mirica**, Dielectric properties of mineral and vegetable oils mixtures for power transformers. Proc. 2019 11th International Symposium on Advanced Topics in Electrical Engineering (ATEE). (2017) 1–6.
- [43] **R.S.S. Kumara, M.A.R.M Fernando, C.S. Kalpage**, Comparison of coconut/sesame/castor oils and their blends for transformer insulation. Proc. 2017 IEEE International Conference on Industrial and Information Systems (ICIIS). (2017) 1570379870 1–6.
- [44] **Salama Manjang, Ikhlas Kitta, Abdi Ikhlas**, Voltage breakdown characteristics of transformer mineral oil with varies the composition of corn oil. Proc. 2019 2nd International Conference on High Voltage Engineering and Power Systems. (2019) 1–4.
- [45] **Z. Nadolny, G. Dombek, P. Przybylek**, Thermal properties of a mixture of mineral oil and synthetic ester in terms of its application in the transformer. Proc. 2016 IEEE Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP). (2016) 857–860.
- [46] **U. Mohan Rao, Y. Narendra Kumar, Raj Kumar Jarial**, Understanding the ageing behaviour of transformer oil–paper insulation with ester and mixed dielectric fluids. IET Science, Measurement & Technology (2018) 12(7) 851–857.
- [47] **Ahmed Hamdi, Issouf Fofana, Mahi Djillali**, Stability of mineral oil and oil-ester mixtures under thermal ageing and electrical discharges. IET Generation, Transmission & Distribution. (2017) 11(9) 2384–2392.
- [48] State Standard 6581-75. Materialy elektroizolyatsionnyye zhidkiye. Metody elektricheskikh ispytaniy. [Liquid electrical insulation materials. Methods of electrical tests.] 1975 (pereizd. 2008), M., Izdatelstvo Standartov, 16 s.
- [49] **T.Yu. Mogilevskaya, V.I. Obukhov**, Ob opredelenii udelnoy provodimosti smesi dvukh dielektrikov [Determination of the specific conductivity of a mixture of two dielectrics] // Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo instituta im. S.I. Kirova. 1966. T. 149. S. 169–170.
- [50] **Gaziz Yerbolat, Shynggys Amangeldi, Md. Hazrat Ali, Nazym Badanova, Asset Ashirbeok, Gulzhan Islam**, Composite Materials Property Determination by Rule of Mixture and Monte Carlo Simulation. Proc. 2018 IEEE International Conference on Advanced Manufacturing (ICAM). (2018) 384–387.
- [51] OriginLab. Help Online. X-Function-bspline. <https://www.originlab.com/doc/X-Function/ref/bspline> (data obrashcheniya: 30.07.2020).
- [52] **N. Zhuravleva, A. Reznik, A. Tukacheva, D. Kiesewetter, E. Smirnova**, The study of thermal aging components paper-impregnated insulation of power transformers. Proc. 2016 IEEE North West Russia Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering Conference, 2016, P. 747–751.

THE AUTHORS

KIESEWETTER Dmitry V. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: kizevetter_dv@spbstu.ru

REZNIK Alexander S. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: alexreznik85@gmail.com

ZHURAVLEVA Natalia M. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: natalia_zhurav@mail.ru

LITVINOV Danila V. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: disherx@mail.ru

Received: 17.07.2020

DOI: 10.18721/JEST.26302
УДК 629.7.023

В.Е. Стрижиус

Национальный исследовательский университет "МАИ", Москва, Россия

ОЦЕНКА УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОРМАЛИЗОВАННЫХ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ

Известно, что расчетная оценка усталостной долговечности слоистых композитов без проведения полномасштабных экспериментальных работ является достаточно важной практической задачей в области исследования усталостной прочности композитов. В настоящее время основной объем исследований в этом направлении посвящен расчетной оценке усталостной долговечности композитов с использованием различных диаграмм постоянной усталостной долговечности. К сожалению, несмотря на достаточно большой выбор таких диаграмм, достичь с их использованием *приемлемой трудоемкости и точности* получаемых результатов получается далеко не всегда. В качестве определенной альтернативы методов расчетной оценки усталостной долговечности слоистых композитов с применением диаграмм постоянной усталостной долговечности предлагается метод расчетной оценки усталостной долговечности с использованием нормализованных кривых усталости. При формировании метода использовано основное свойство нормализованных кривых усталости — возможность исключения влияния на усталостную долговечность разной прочности волокон, объемных долей и укладок в слоистых композитах. Сделано допущение, что нормализованные кривые усталости для рассматриваемых образцов могут быть получены по результатам обработки экспериментальных данных по усталостной долговечности так называемых "образцов — прототипов", без привлечения данных по усталостной долговечности рассматриваемых образцов. Именно в этом состоит практическая ценность предлагаемого метода. На основе уравнений нормализованных кривых усталости предложены уравнения для формирования «классических» $S-N$ кривых усталости рассматриваемых образцов при различной асимметрии циклического нагружения, с использованием которых и предлагается выполнять собственно расчетные оценки усталостной долговечности. Представлен пример расчетной оценки усталостной долговечности образцов со свободным отверстием из углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}, демонстрирующий возможности предлагаемого метода.

Ключевые слова: слоистые композиты, усталостная долговечность, образцы со свободным отверстием, диаграммы постоянной усталостной долговечности, нормализованные кривые усталости.

Ссылка при цитировании:

Стрижиус В.Е. Оценка усталостной долговечности слоистых композитов с использованием нормализованных кривых усталости // *Материаловедение. Энергетика*. 2020. Т. 26, № 3. С. 20–32. DOI: 10.18721/JEST.26302

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

V.E. Strizhius

National Research University "Moscow Aviation Institute", Moscow, Russia

FATIGUE LIFE PREDICTION OF LAMINATED COMPOSITES USING NORMALIZED S-N DATA

It is known that fatigue life prediction of laminated composites without conducting full-scale experimental work is quite an important practical task in the field of studying the fatigue strength of composites. Currently, the main volume of research in this direction is devoted to fatigue life prediction of composites using various constant-life diagrams. Unfortunately, despite a fairly large selection of such diagrams, it is not always possible to achieve acceptable labor intensity and accuracy of the results obtained using them. As a definite alternative to methods for fatigue life prediction of laminated composites using constant-life diagrams, we propose a method for fatigue life prediction using normalized S-N data. When forming the method, the main property of normalized S-N data is used – the ability to exclude the influence on fatigue life of different fiber strength, volume fractions and layings in laminated composites. It is assumed that normalized S-N data for the specimens under consideration can be obtained by processing experimental data on the fatigue life of the so – called "prototype specimens", without involving data on the fatigue life of the specimens under consideration. This is the practical value of the proposed method. Based on the equations for normalized S-N data, we propose equations for the formation of "classical" S-N fatigue curves of the specimens under consideration at various asymmetries of cyclic loading, using which we propose to perform the actual prediction of fatigue life characteristics. An example of fatigue life prediction of open-hole specimens made of GFRP T300/5208 T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}, demonstrating the capabilities of the proposed method, is presented.

Keywords: laminated composites, fatigue life, open-hole specimens, constant-life diagrams, normalized S-N data.

Citation:

V.E. Strizhius, Fatigue life prediction of laminated composites using normalized S-N data, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 20–32, DOI: 10.18721/JEST.26302

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

Введение. Известно, что в настоящее время современные полимерные композиционные материалы (ПКМ) находят все большее применение в основных силовых элементах конструкций. Многие исследователи механических свойств ПКМ считают, что по сравнению с традиционными конструкционными металлами и сплавами ПКМ имеют серьезные преимущества, связанные в основном с высокими удельными характеристиками статической и усталостной прочности.

Как правило, такие характеристики определяются по результатам специальных статических и усталостных испытаний, которые требуют большого объема материальных и финансовых затрат. В большей степени это касается испытаний по определению характеристик сопротивления усталости ПКМ. В связи с этим, многие современные исследования посвящены прогнозированию характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ при наличии *ограниченного объема испытаний, что особенно важно в процессе внедрения новых ПКМ на начальном этапе проектирования элементов конструкций.*

Известно, что главная цель прогнозирования характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ – это построение кривых усталости образцов и элементов из ПКМ при различных асимметриях циклического нагружения. В настоящее время основной объем исследований в этом направлении посвящен построению таких кривых с использованием различных диаграмм постоянной усталостной долговечности (ДПУД). К таким диаграммам можно отнести следующие.

1. Асимметричная диаграмма Гудмана [1].
2. Нелинейная асимметричная диаграмма Гербера [1].
3. Колоколообразная диаграмма Харриса [1–6].
4. Анизоморфные диаграммы Каваи [1–2, 7–11].

Однако, несмотря на достаточно большой выбор ДПУД, достичь *приемлемой трудоемкости и точности* получаемых результатов при прогнозировании характеристик сопротивления усталости ПКМ с использованием ДПУД получается далеко не всегда.

В качестве определенной альтернативы прогнозированию характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ с использованием ДПУД в настоящей статье предложен метод прогнозирования таких характеристик с использованием нормализованных кривых усталости.

Сформированы основные положения и процедура использования предлагаемого метода.

Представлен пример прогнозирования характеристик сопротивления усталости образцов со свободным отверстием из углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}, демонстрирующий возможности предлагаемого метода.

Метод прогнозирования характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ с использованием диаграмм постоянной усталостной долговечности

Основные положения метода прогнозирования характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ с использованием ДПУД можно проиллюстрировать на примере применения асимметричной диаграммы Гудмана.

Асимметричная диаграмма Гудмана учитывает различие прочности слоистых ПКМ при растяжении и сжатии и по данным работы [1] может быть выражена следующим соотношением:

$$-\frac{\sigma_a - \sigma_a^{R=-1}}{\sigma_a^{R=-1}} = \begin{cases} \sigma_m / \sigma_{UTS}, & 0 \leq \sigma_m \leq \sigma_{UTS} \\ \sigma_m / \sigma_{UCS}, & \sigma_{UCS} \leq \sigma_m \leq 0 \end{cases} \quad (1)$$

где:

- σ – амплитуда циклических напряжений растяжения-сжатия;
- $\sigma_a^{R=-1}$ – амплитуда симметричного цикла нагружения, соответствующая *определенной (фиксированной)* усталостной долговечности слоистого ПКМ;
- σ_m – среднее напряжение цикла нагружения;
- σ_{UTS} – предел прочности ПКМ при растяжении;
- σ_{UCS} – предел прочности ПКМ при сжатии.

Таким образом, для использования диаграммы Гудмана необходимы следующие исходные данные.

1. Уравнение кривой усталости рассматриваемого ПКМ при регулярном нагружении симметричным циклом.

2. Значение пределов прочности рассматриваемого ПКМ при растяжении и сжатии.

Построение кривых усталости рассматриваемого слоистого ПКМ при различных значениях коэффициента асимметрии напряжений R и фиксированных долговечностях выполняется с использованием уравнений, получаемых из соотношения (1):

$$\sigma_a = \frac{\sigma_a^{R=-1}}{1 + \frac{(1-R)}{(1+R)} \times \frac{\sigma_a^{R=-1}}{\sigma_{US}}}, \quad (2)$$

$$\sigma_m = \sigma_a \times \frac{(1+R)}{(1-R)}, \quad (3)$$

где σ_{US} — предел прочности ПКМ при растяжении (σ_{UTS}) или сжатии (σ_{UCS}).

Собственно прогнозирование выполняется с использованием следующей процедуры.

1. Фиксируются требуемые значения коэффициента асимметрии напряжений R , для которых необходимо выполнить построение кривых усталости рассматриваемого слоистого ПКМ.

2. Выбирается ряд значений усталостной долговечности. С использованием уравнения кривой усталости рассматриваемого слоистого ПКМ при регулярном нагружении симметричным циклом (которая считается известной) определяются значения $\sigma_a^{R=-1}$, соответствующие выбранным долговечностям.

3. С использованием уравнений (2) и (3) определяются значения σ_a и σ_m — амплитуды и среднего значения циклических напряжений, соответствующих зафиксированным долговечностям и коэффициентам асимметрии напряжений R .

4. Определяются значения пиковых напряжений, строятся кривые усталости рассматриваемого слоистого ПКМ для требуемых значений R .

5. Оценивается расчетная усталостная долговечность слоистого ПКМ при расчетных уровнях циклических напряжений.

6. При наличии экспериментальных данных по усталостной долговечности слоистого ПКМ выполняется сравнение расчетных и экспериментальных данных, делается вывод о корректности выполненного прогноза.

Анализируя представленный метод и процедуру прогнозирования можно сделать следующие выводы.

1. Безусловным достоинством асимметричной диаграммы Гудмана (1) и уравнений (2)–(3) является простота использования и приемлемый объем необходимых исходных данных.

2. Однако известно [1–2, 12], что достаточно часто при построении асимметричных диаграмм Гудмана совпадение расчетных и экспериментальных значений нельзя признать удовлетворительным.

3. Аналогичные выводы можно сделать на основе анализа опыта использования других ДПУД. Причем следует отметить определенную тенденцию: точность прогнозирования может быть увеличена с использованием более сложных ДПУД (например, анизоморфных диаграмм Каваи [1–2, 7–11]), однако объем необходимых исходных данных в этом случае должен быть значительно увеличен.

Метод прогнозирования характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ с использованием нормализованных кривых усталости

Известно, что экспериментальные данные по усталостной долговечности образцов и конструктивных элементов из слоистых ПКМ аппроксимируются несколькими типами уравнений. В инженерной практике наиболее часто используется аппроксимация уравнением Менделла (Mandell) [13–14]:

$$\sigma_{\max} = a + b \cdot \lg N, \quad (4)$$

где:

- $\sigma_{\max}$ — пиковое значение циклического напряжения;
- N — усталостная долговечность образцов до появления усталостного повреждения;
- a и b — параметры уравнения, причем, как правило, принимается, что $a = \sigma_{UTS}$ — при циклическом нагружении превалирующим растяжением и $a = \sigma_{UCS}$ — при циклическом нагружении симметричным циклом и превалирующем сжатием.

В работе [15] для описания кривых усталости слоистых ПКМ при циклическом нагружении превалирующим растяжением предложено более сложное уравнение:

$$\sigma_{\max} = \sigma_{UTS} + b \cdot \lg N_f + c \cdot (\lg N_f)^2, \tag{5}$$

где:

- $\sigma_{\max}$ — пиковое значение циклических напряжений растяжения;
- σ_{UTS} — предел прочности рассматриваемого ПКМ при растяжении;
- N_f — усталостная долговечность до разрушения;
- b и c — параметры уравнения.

В работе [16] отмечается, что с использованием уравнения (5) для однонаправленных стеклопластиков типа G913 при циклическом нагружении превалирующем растяжением может быть достигнута большая достоверность аппроксимации экспериментальных данных, чем при использовании уравнения (4).

В этой же работе приведены значения параметров b и c уравнения (5) для рассмотренных стеклопластиков. Там же приведены значения параметров $b' = b/\sigma_{UTS}$ и $c' = c/\sigma_{UTS}$ нормализованных кривых усталости рассмотренных стеклопластиков в виде

$$\sigma_{\max} / \sigma_{UTS} = 1 + b' \cdot \lg N_f + c' \cdot (\lg N_f)^2. \tag{6}$$

В работе [16] также отмечено, что процедура нормализации использована для исключения влияния на усталость разной прочности волокон, объемных долей и укладок. Каких-либо выводов о возможности осреднения и обобщения представленных значений b' и c' в работе не сделано, хотя по результатам анализа данных табл. 1 можно допустить, что такая возможность существует, по крайней мере, для значений параметра b' .

Таблица 1

Значения параметра b' уравнения (6) для однонаправленных стеклопластиков типа G913 при циклическом нагружении превалирующем растяжением (данные работы [16])

Table 1

Values of parameter b' of equation (6) for unidirectional fiberglass G913 composite under tension cyclic loading (data from [16])

Тип ПКМ	$b' = b/\sigma_{UTS}$
G913	– 0,109
G913/913	– 0,090
G913/920	– 0,097
G913/SiC	– 0,110
G913/PE	– 0,110
G913/G	– 0,103

Можно предположить, что процедура нормализации возможна и для кривых усталости, выражаемых уравнением Менделла (4). В этом случае, например, для слоистых углепластиков уравнения кривых усталости Менделла и уравнения нормализованных кривых усталости могут быть выражены соотношениями, представленными в табл. 2.

На основе анализа представленных выше уравнений можно сформировать основные положения специального метода прогнозирования характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ с использованием нормализованных кривых усталости (НКУ). Эти положения заключаются в следующем.

Таблица 2

Уравнения кривых усталости Менделла и нормализованных кривых усталости при циклическом нагружении слоистых углепластиков

Table 2

Mendell equations of S - N curves and equations of normalized fatigue curves under cyclic loading of layered carbon fiber composites

Тип циклического нагружения	Уравнения кривых усталости Менделла	Уравнения нормализованных кривых усталости
Симметричный цикл	$\sigma_a^{R-1} = \sigma_{UCS} + b \cdot \lg N \quad (7)$	$\sigma_a^{R-1} / \sigma_{UCS} = 1 + b' \cdot \lg N \quad (10)$
Превалирующее растяжение	$\sigma_{\max} = \sigma_{UTS} + b \cdot \lg N \quad (8)$	$\sigma_{\max} / \sigma_{UTS} = 1 + b' \cdot \lg N \quad (11)$
Превалирующее сжатие	$ \sigma_{\min} = \sigma_{UCS} + b \cdot \lg N \quad (9)$	$\sigma_{\min} / \sigma_{UCS} = 1 + b' \cdot \lg N \quad (12)$

1. Рассматривается некий образец, изготовленный из слоистого ПКМ (например, из углепластика). Предполагается, что известны *только результаты статических испытаний* рассматриваемого образца на растяжение и сжатие. Необходимо построить для рассматриваемого образца «классические» S - N кривые усталости при циклическом нагружении с различной асимметрией напряжений. Именно с использованием таких кривых предполагается выполнять прогнозирование характеристик сопротивления усталости рассматриваемого образца.

2. Выбирается образец или группа образцов, которые по своим конструктивно-технологическим параметрам (тип ПКМ, тип и размеры образца, параметры укладки слоев и т.п.) с той или иной точностью могут быть определены как "образцы – прототипы" для рассматриваемого образца. Предполагается, что известны результаты усталостных испытаний "образцов – прототипов" при различной асимметрии циклического нагружения, а также результаты статических испытаний этих образцов на растяжение и сжатие.

3. По результатам обработки экспериментальных данных строятся S - N кривые усталости "образцов – прототипов", которые аппроксимируются уравнениями Менделла (7)–(8) – см. табл.2.

4. Для "образцов – прототипов" при рассматриваемых асимметриях циклического нагружения определяются уравнения (10)–(12) нормализованных кривых усталости. Выполняется анализ значений ключевого параметра уравнений нормализованных кривых усталости b' , выполняется поиск зависимости $b' = f(R)$.

5. Выполняется прогноз характеристик сопротивления усталости рассматриваемых образцов. Прогнозирование выполняется с использованием следующей процедуры:

- фиксируются требуемые значения коэффициента асимметрии напряжений R , для которых необходимо выполнить прогноз характеристик сопротивления усталости рассматриваемого образца;
- принимается допущение, что зависимость $b' = f(R)$, полученная для "образцов – прототипов", может быть использована для рассматриваемого образца;
- с использованием этой зависимости определяются значения параметра b' нормализованных кривых усталости рассматриваемого образца для требуемых значений R ;
- с использованием зависимостей $b' = b' \cdot \sigma_{UTS}$ или $b' = b' \cdot \sigma_{UCS}$ определяются значения параметра b уравнений (7)–(9) кривых усталости образца;
- строятся «классические» S - N кривые усталости образца для требуемых значений R ;
- оценивается расчетная усталостная долговечность рассматриваемого образца при расчетных уровнях циклических напряжений;

• при наличии экспериментальных данных по усталостной долговечности рассматриваемого образца выполняется сравнение расчетных и экспериментальных данных, делается вывод о корректности выполненного прогноза.

Результаты прогнозирования характеристик сопротивления усталости образцов со свободным отверстием из углепластика Т300/5208

В настоящем разделе представлены примеры расчетных оценок характеристик сопротивления усталости образцов со свободным отверстием из углепластика Т300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} с использованием двух представленных выше методов прогнозирования: метода с использованием ДПУД и метода с использованием НКУ. Расчетные оценки проведены для циклического нагружения образцов с коэффициентами асимметрии напряжений $R = -1$, $R = -0,5$ и $R = 3$. Представлены также результаты сравнения расчетных оценок и экспериментальных данных.

Исходные данные для расчетных оценок характеристик сопротивления усталости образцов со свободным отверстием из углепластика Т300/5208 при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии напряжений $R = -0,5$ и $R = 3$ с использованием ДПУД.

По результатам обработки данных работы [17] для рассматриваемых образцов в качестве исходных данных получены:

1. Уравнение кривой усталости (7) при регулярном нагружении симметричным циклом:

$$\sigma_a^{R=-1} = 324,72 - 27,4172 \lg N.$$

2. Значение предела прочности рассматриваемых образцов при растяжении: $\sigma_{UTS} = 346,06$ МПа.

3. Значение предела прочности рассматриваемых образцов при сжатии: $\sigma_{UCS} = 320,56$ МПа.

В качестве ДПУД для расчетной оценки выбрана асимметричная диаграмма Гудмана. В качестве основных соотношений для расчетной оценки использованы соотношения (2)–(3).

Исходные данные для расчетных оценок характеристик сопротивления усталости образцов со свободным отверстием из углепластика Т300/5208 при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии напряжений $R = -1$, $R = -0,5$ и $R = 3$ с использованием НКУ.

В качестве "образцов – прототипов" для рассматриваемых образцов со свободным отверстием из углепластика Т300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} выбраны образцы со свободным отверстием из углепластика Т700-PW 10/80/10, экспериментальные данные по усталостной и статической прочности которых представлены в работе [18]. Кривые усталости "образцов – прототипов" при циклическом нагружении с различными коэффициентами асимметрии нагружения представлены на рис. 1.

Результаты аппроксимации представленных на рис. 1 кривых усталости уравнениями Менделла (7)–(9) приведены в табл. 3. Там же приведены уравнения (10)–(12) нормализованных кривых усталости.

По данным, приведенным в табл. 3, для «образцов-прототипов» может быть построена графическая зависимость $b' = f(R)$ – см. рис. 2. Представленная зависимость может быть аппроксимирована двумя уравнениями: $b' = 0,0469 - 0,0379R$ – для диапазона $-1 \leq R \leq 0$; $b' = 0,048 - 0,0008R$ – для диапазона $0 < R \leq 5$.

В табл. 4 приведены уравнения типа (10)–(12) нормализованных кривых усталости рассматриваемых образцов со свободным отверстием из углепластика Т300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}, полученные с использованием графической зависимости $b' = f(R)$, представленной на рис. 2 для «образцов-прототипов». Там же для рассматриваемых образцов представлены уравнения типа (7)–(9) «классических» S - N кривых усталости, полученные на основе уравнений (10)–(12) с использованием известных значений σ_{UTS} и σ_{UCS} . Предполагается, что именно эти уравнения будут использоваться для прогнозирования характеристик сопротивления усталости рассматриваемых образцов.

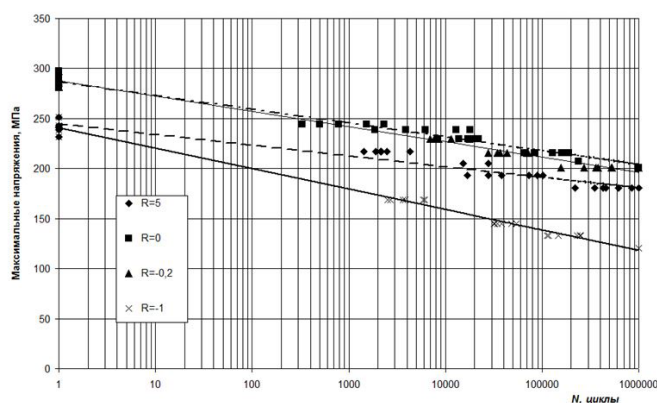


Рис. 1. Кривые усталости образцов со свободным отверстием из ламината углепластика T700-PW 10/80/10

Fig. 1. *S-N* curves of specimens with open hole for a GFRP T700-PW 10/80/10 laminate

Таблица 3

Уравнения кривых усталости (7)–(12) при циклическом нагружении образцов со свободным отверстием из ламината углепластика T700-PW 10/80/10

Table 3

Equations (7)–(12) of *S-N* curves under cyclic loading of specimens with open hole for a GFRP T700-PW 10/80/10 laminate

<i>R</i>	Уравнения типа (7)–(9)	Уравнения типа (10)–(12)
– 1	$\sigma_a^{R=-1} = 240,99 - 20,493 \cdot \lg N$	$\sigma_a^{R=-1} / \sigma_{UCS} = 1 - 0,085 \cdot \lg N$
– 0,2	$\sigma_{\max} = 287,76 - 15,257 \cdot \lg N$	$\sigma_{\max} / \sigma_{UTS} = 1 - 0,053 \cdot \lg N$
0	$\sigma_{\max} = 287,25 - 13,878 \cdot \lg N$	$\sigma_{\max} / \sigma_{UTS} = 1 - 0,048 \cdot \lg N$
5	$ \sigma_{\min} = 244,66 - 10,680 \cdot \lg N$	$\sigma_{\min} / \sigma_{UCS} = 1 - 0,044 \cdot \lg N$

На рис. 3-5 представлены графические результаты прогнозирования и сравнение расчетных и экспериментальных данных.

Обсуждение результатов

Учитывая большой разброс данных по усталостной долговечности слоистых ПКМ трудно ожидать достаточно хороших результатов от любых методов прогнозирования. Тем не менее, по результатам анализа данных, представленных на рис. 3-5, можно сделать следующие выводы.

1. Кривая усталости рассматриваемых образцов, спрогнозированная с использованием НКУ при циклическом нагружении симметричным циклом, практически совпала с кривой усталости образцов по подобном нагружении, полученной на основе обработки экспериментальных данных – см. рис. 3.

2. Метод прогнозирования с использованием НКУ при циклическом нагружении превалирующем растяжении по своей точности значительно превосходит метод с использованием ДПУД – см. рис. 4.

3. Метод прогнозирования с использованием НКУ при циклическом нагружении превалирующем сжатием по своей точности уступает методу с использованием ДПУД – см. рис. 5.

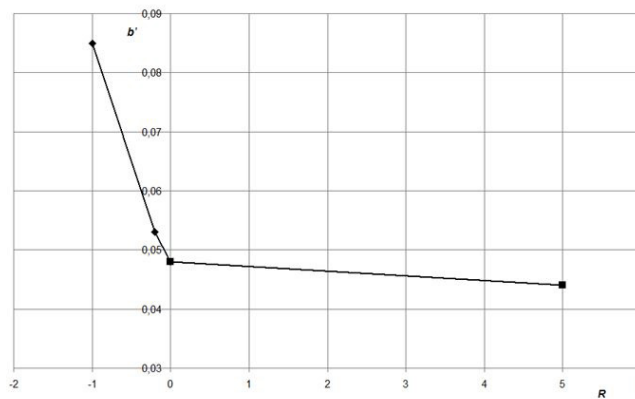


Рис. 2. Графическая зависимость $b' = f(R)$ для образцов со свободным отверстием из ламината углепластика Т700-PW 10/80/10

Fig. 2. Graphic dependence $b' = f(R)$ for specimens with open hole for a GFRP T700-PW 10/80/10 laminate

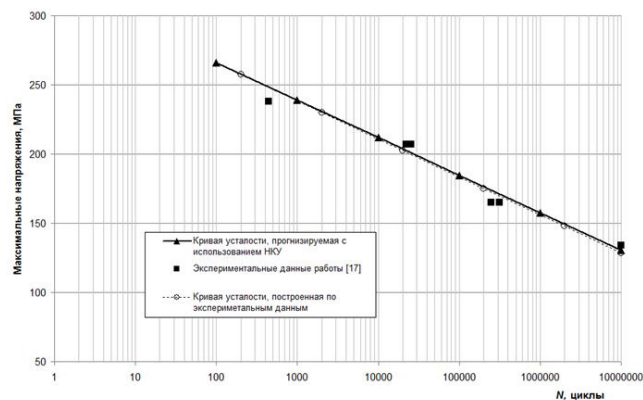


Рис. 3. Кривые усталости образцов со свободным отверстием из ламината углепластика Т300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} ($R = -1$)

Fig. 3. $S-N$ curves of specimens with open hole for a GFRP T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} laminate ($R = -1$)

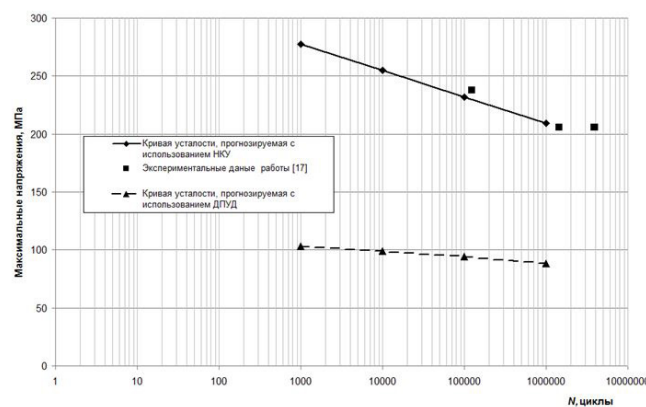


Рис. 4. Кривые усталости образцов со свободным отверстием из ламината углепластика Т300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} ($R = -0,5$)

Fig. 4. $S-N$ curves of specimens with open hole for a GFRP T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} laminate ($R = -0,5$)

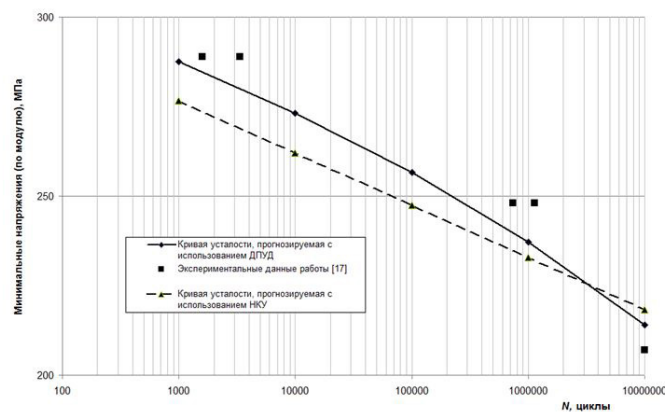


Рис. 5. Кривые усталости образцов со свободным отверстием из ламината углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} ($R = 3$)

Fig. 5. S - N curves of specimens with open hole for a GFRP T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s} laminate ($R = 3$)

Таблица 4

Уравнения кривых усталости (7)–(12) при циклическом нагружении образцов со свободным отверстием из ламината углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}

Table 4

Equations (7)–(12) of S - N curves under cyclic loading of specimens with open hole for a GFRP T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}

R	Уравнения типа (10)–(12)	Уравнения типа (7)–(9)
–1	$\sigma_a^{R=-1} / \sigma_{UCS} = 1 - 0,0848 \cdot \lg N$	$\sigma_a^{R=-1} = 320,56 - 27,183 \cdot \lg N$
–0,5	$\sigma_{\max} / \sigma_{UTS} = 1 - 0,0659 \cdot \lg N$	$\sigma_{\max} = 346,06 - 22,805 \cdot \lg N$
3	$\sigma_{\min} / \sigma_{UCS} = 1 - 0,0456 \cdot \lg N$	$ \sigma_{\min} = 320,56 - 14,618 \cdot \lg N$

4. Сравнивая объем и трудоемкости подготовки исходных данных для использования рассмотренных методов прогнозирования, можно отметить следующее.

- метод прогнозирования с использованием ДПУД предполагает обязательное наличие кривой усталости рассматриваемых образцов, как минимум, для симметричного цикла нагружения;
- метод прогнозирования с использованием НКУ предполагает наличие набора данных по усталостной долговечности "образцов – прототипов", с практической точки зрения этот метод может оказаться предпочтительнее.

Выводы

В качестве определенной альтернативы методов прогнозирования характеристик сопротивления усталости слоистых ПКМ с использованием ДПУД предложен метод прогнозирования с применением нормализованных кривых усталости. При формировании метода использовано основное свойство нормализованных кривых усталости – возможность исключения влияния на усталостную долговечность разной прочности волокон, объемных долей и укладок в слоистых ПКМ.

Сделано допущение, что нормализованные кривые усталости для рассматриваемых образцов могут быть получены по результатам обработки экспериментальных данных по усталостной долговечности так называемых "образцов – прототипов", без привлечения данных по усталостной

долговечности рассматриваемых образцов. Именно в этом состоит практическая ценность предлагаемого метода.

На основе уравнений нормализованных кривых усталости предложены уравнения для формирования «классических» S - N кривых усталости рассматриваемых образцов при различной асимметрии циклического нагружения, с использованием которых предлагается выполнять собственно прогнозирование характеристик сопротивления усталости.

Представлен пример прогнозирования характеристик сопротивления усталости образцов со свободным отверстием из углепластика T300/5208 [45/0/-45/90]_{2s}, демонстрирующий возможности предлагаемого метода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Kawai M.** Fatigue life prediction of composite materials under constant amplitude loading. Fatigue life prediction of composites and composite structures. Ed. by Anastasios P. Vassilopoulos. — Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC. 2010.
- [2] **Vassilopoulos A.P., Keller T.** Fatigue of Fiber-reinforced Composites. Springer-Verlag London Limited. 2011.
- [3] **Harris B.** A parametric constant-life model for prediction of the fatigue lives of fiber-reinforced plastics. Fatigue in composites. Ed. by B. Harris. — Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, 2003.
- [4] **Beheshty M.H., Harris B., Adam T.** An empirical fatigue-life model for high-performance fiber composites with and without impact damage. Compos A: Appl Sci & Manuf. A30 (1999) 971–987.
- [5] **Strizhius V.** Fatigue damage accumulation under quasi-random loading of composite airframe elements. Mechanics of Composite Materials. No. 52(4) (2016) 645–664.
- [6] **Strizhius V.** Fatigue life prediction of CFRP laminate under quasi-random loading // 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue. ICAF 2019. Krakow, Poland, June 2-7 2019. Proceedings, Krakow, 2019.
- [7] **Стрижиус В.Е.** Особенности диаграмм постоянной усталостной долговечности слоистых композитов // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 3. С. 120–132. DOI: 10.18721/JEST.25309
- [8] **Kawai M., Yano K.** Anisomorphic constant fatigue life diagrams of constant probability of failure and prediction of P-S-N curves for unidirectional carbon/epoxy laminates. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 83 (2016) 323–334.
- [9] **Kawai M., Yano K.** Probabilistic anisomorphic constant fatigue life diagram approach for prediction of P-S-N curves for woven carbon/epoxy laminates at any stress ratio. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 80 (2016) 244–258.
- [10] **Tofallis C.** A better measure of relative prediction accuracy for model selection and model estimation. Journal of the Operational Research Society. 66 (2015) 1352–1362.
- [11] **Broer A.A.R.** Fatigue life prediction of carbon fibre-reinforced epoxy laminates using a single S-N curve. Master of Science Thesis. Delft University of Technology, 2018.
- [12] **Buimovich Y., Elmalich D.** Examination of the KAWAI CLD method for fatigue life prediction of composites // 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue. ICAF 2019. Krakow, Poland, June 2-7 2019. Proceedings, Krakow, 2019.
- [13] **Mandell J.F.** Fatigue behaviour of fibre-resin composites. Developments in Reinforced Plastics 2 (editor G Pritchard). (Applied Science Publishers, London) (1986) 67–108.
- [14] **Burhan I., Kim H.S.** S-N curve models for composite materials characterisation: An evaluative review. J. Compos. Sci., 2, 38 (2018). DOI: 10.3390/JCS2030038
- [15] **Daniel I.M., Charewicz A.** Fatigue damage mechanisms and residual properties of graphite/epoxy laminates. Engineering Fracture Mechanics. 25(5–6) (1986) 793.

[16] **Fernando G.F., Al-Khodairi F.A.A.** The fatigue of hybrid composites. Fatigue in composites. Ed. by B. Harris. – Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, 2003.

[17] **Phillips E.P.** Effects of truncation of a predominantly compression load spectrum on the life of a notched graphite/epoxy laminate. Fatigue of Fibrous Composite Materials. ASTM STP 723. K.N. Lauraitis, ed. ASTM (1981) 197–212.

[18] **Tomblin J., Seneviratne W.** Determining the fatigue life of composite aircraft structures using life and load-enhancement factors. Report DOT/FAA/AR-10/6 (2011).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

СТРИЖИУС Виталий Ефимович – профессор, Национальный исследовательский университет "МАИ", д-р техн. наук.

E-mail: vitaly.strizhius@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 04.06.2020

REFERENCES

[1] **M. Kawai**, Fatigue life prediction of composite materials under constant amplitude loading, Fatigue life prediction of composites and composite structures, Ed. by Anastasios P. Vassilopoulos. – Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2010.

[2] **A.P. Vassilopoulos, T. Keller**, Fatigue of fiber-reinforced composites, Springer-Verlag London Limited, 2011.

[3] **B. Harris**, A parametric constant-life model for prediction of the fatigue lives of fiber-reinforced plastics, Fatigue in composites, Ed. by B. Harris. – Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, 2003.

[4] **M.H. Beheshty, B. Harris, T. Adam**, An empirical fatigue-life model for high-performance fiber composites with and without impact damage, Compos A: Appl Sci & Manuf. A30 (1999) 971–987.

[5] **V. Strizhius**, Fatigue damage accumulation under quasi-random loading of composite airframe elements, Mechanics of Composite Materials, No. 52(4) (2016) 645–664.

[6] **V. Strizhius**, Fatigue life prediction of CFRP laminate under quasi-random loading // 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, ICAF 2019, Krakow, Poland, June 2-7 2019, Proceedings, Krakow, 2019.

[7] **V.E. Strizhius**, Constant-life diagrams of layered composites, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (03) (2019) 120–132. DOI: 10.18721/JEST.25309

[8] **M. Kawai, K. Yano**, Anisomorphic constant fatigue life diagrams of constant probability of failure and prediction of P-S-N curves for unidirectional carbon/epoxy laminates, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 83 (2016) 323–334.

[9] **M. Kawai, K. Yano**, Probabilistic anisomorphic constant fatigue life diagram approach for prediction of P-S-N curves for woven carbon/epoxy laminates at any stress ratio, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 80 (2016) 244–258.

[10] **C. Tofallis**, A better measure of relative prediction accuracy for model selection and model estimation, Journal of the Operational Research Society, 66 (2015) 1352–1362.

[11] **A.A.R. Broer**, Fatigue life prediction of carbon fibre-reinforced epoxy laminates using a single S-N curve, Master of Science Thesis, Delft University of Technology, 2018.

[12] **Y. Buimovich, D. Elmalich**, Examination of the KAWAI CLD method for fatigue life prediction of composites // 30th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, ICAF 2019, Krakow, Poland, June 2-7 2019, Proceedings, Krakow, 2019.

- [13] **J.F. Mandell**, Fatigue behaviour of fibre-resin composites, *Developments in Reinforced Plastics 2* (editor G Pritchard), (Applied Science Publishers, London) (1986) 67–108.
- [14] **I. Burhan, H.S. Kim**, S-N curve models for composite materials characterisation: An evaluative review, *J. Compos. Sci.*, 2, 38 (2018). DOI: 10.3390/JCS2030038
- [15] **I.M. Daniel, A. Charewicz**, Fatigue damage mechanisms and residual properties of graphite/epoxy laminates, *Engineering Fracture Mechanics*, 25(5–6) (1986) 793.
- [16] **G.F. Fernando, F.A.A. Al-Khodairi**, The fatigue of hybrid composites, *Fatigue in composites*, Ed. by B. Harris. – Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, 2003.
- [17] **E.P. Phillips**, Effects of truncation of a predominantly compression load spectrum on the life of a notched graphite/epoxy laminate, *Fatigue of fibrous composite materials*, ASTM STP 723, K.N. Lauritis, ed., ASTM (1981) 197–212.
- [18] **J. Tomblin, W. Seneviratne**, Determining the fatigue life of composite aircraft structures using life and load-enhancement factors, Report DOT/FAA/AR-10/6 (2011).

THE AUTHOR

STRIZHIUS Vitaly E. – *National Research University "Moscow Aviation Institute"*.
E-mail: vitaly.strizhius@gmail.com

Received: 04.06.2020

DOI: 10.18721/JEST.26303

УДК 669.018.62:669.017.3:620.18:621.791.011:669.018.44

*С.Ю. Кондратьев¹, М.А. Фролов²,
М.Д. Фукс², Е.В. Святышева²*

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

² ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ",
Санкт-Петербург, Россия;

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ТРУБНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СПЛАВА HP40NbTi

Методами оптической и электронной микроскопии изучены структура, фазовый состав и микротвердость сварного соединения труб толщиной 14 мм из сплава HP40NbTi. Построен профиль изменения микротвердости вдоль сварного сечения. Качественно и количественно изучен фазовый состав различных зон сварного соединения. Выявлены особенности строения разных зон сварного соединения центробежнолитых труб из аустенитных жаропрочных сплавов на основе системы Fe-25Cr-35Ni-0,45C. Установлена неоднородность структуры в различных участках сварного соединения, обнаружено формирование сегрегаций отдельных легирующих элементов и образование интерметаллидной фазы в зоне термического влияния и металле шва. Изучены и объяснены закономерности изменения структуры и микротвердости сплава в разных зонах сварного соединения. Проанализировано возможное влияние установленных структурно-фазовых изменений в сплаве HP40NbTi в процессе сварки на работоспособность трубного сварного соединения в условиях эксплуатации.

Ключевые слова: жаропрочные аустенитные сплавы, сварное соединение, микроструктура, фазовый состав, микротвердость.

Ссылка при цитировании:

Кондратьев С.Ю. и др. Особенности строения трубного сварного соединения из сплава HP40NbTi // *Материаловедение. Энергетика*. 2020. Т. 26, № 3. С. 33–55. DOI: 10.18721/JEST.26303

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

*S.Yu. Kondratyev¹, M.A. Frolov²,
M.D. Fuks², E.V. Sviatysheva²*

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

² "CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEI"
NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE",
St. Petersburg, Russia;

STRUCTURAL FEATURES OF PIPE WELDED JOINT MADE OF HP40NbTi ALLOY

The authors studied the structure, phase composition, and microhardness of a 14 mm thick pipes welded joint made of HP40NbTi alloy using optical and electron microscopy. The profile of microhardness changing along the welded joint is plotted. The phase composition of

different zones of the welded joint has been studied qualitatively and quantitatively. The paper reveals the structural features of different zones of a welded joint of centrifugally cast pipes made of austenitic heat-resistant alloy based on the Fe-25Cr-35Ni-0.45 C system. The authors established heterogeneity of the structure in different sections of the welded joint, detected the formation of segregation of individual alloying elements and the formation of an intermetallic phase in the heat affected zone and weld metal zone. The regularities of changes in the structure and microhardness of the alloy in different zones of the welded joint are studied and explained. The paper presents an analysis of the possible influence of the revealed structural and phase changes in the HP40NbTi alloy during welding on the performance of the pipe welded joint under operating conditions.

Keywords: heat-resistant austenitic alloys; welded joint; microstructure; phase composition; microhardness.

Citation:

S.Yu. Kondratyev et al., Structural features of pipe welded joint made of HP40NbTi alloy, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 33–55, DOI: 10.18721/JEST.26303

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

Введение. В настоящее время основным конструкционным материалом для изготовления змеевиковых систем высокотемпературных установок нефтехимических и металлургических производств являются жаропрочные аустенитные сплавы серии HP40NbTi на основе системы Fe-25Cr-35Ni модифицированной титаном и ниобием [1–2]. Сплав применяют в литом состоянии, которое обеспечивает высокую длительную прочность при экстремальных условиях эксплуатации нефтеперерабатывающих и металлургических установок. Оборудование, изготовленное из этих сплавов, рассчитано на срок службы 100 000 ч, однако реальный срок службы варьируется от 30 000 до 60 000 ч [3–7]. При длительной эксплуатации микроструктура сплавов претерпевает значительные непрерывные изменения [8–16], которые влияют на сопротивление ползучести и ресурс нагруженных компонентов оборудования [17–26].

Основные элементы конструкций змеевиковых систем соединяются сваркой. Микроструктура сварного шва и основного металла состоит из одинаковых фаз и в процессе эксплуатации в разных участках соединения протекают одинаковые фазовые превращения [25–30]. Однако из-за неоднородности структуры и свойств, температурного градиента, высокой скорости охлаждения и напряжений, возникающих при сварке, именно сварное соединение считается потенциально наиболее опасным участком разрушения конструкции [31–35]. В то же время, результаты опубликованных исследований не позволяют сделать однозначный вывод о преимущественном разрушении оборудования из сплавов HP40NbTi при длительной эксплуатации в сварных зонах. В связи с этим важной задачей является изучение структуры и свойств сварных соединений высокотемпературных установок пиролиза и оценка влияния процесса сварки на эти характеристики.

Целью работы является сравнительное экспериментальное исследование особенностей структуры, фазового состава и механических свойств разных участков трубного сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi.

Материал и методика исследования

Для исследования использовали центробежнолитые трубы диаметром 115 мм, с толщиной стенки 14 мм и длиной 2 м из сплава HP40NbTi. Сварку трубных секций выполняли методом ручной аргонодуговой сварки MIG/MAG с использованием электрода диаметром 3,2 мм и сварочной проволоки сплошного сечения диаметром 2,4 мм — для корневого шва (1 валик) и 3,2 мм — для облицовочного шва (2 валик). Химический состав материала труб и присадочного металла приведен в табл. 1.

На рис. 1 показана схема разделки кромок труб под сварку: использовалось одностороннее стыковое соединение С 17 согласно ГОСТ 16037-80 с V-образной фаской с углом скоса $\beta = 37^\circ$ и зазором $b = 2$ мм. Параметры сварки были стандартными для промышленного применения: напряжение 12 В и сила тока 70 А – при корневом проходе (мягкий режим) и 110 А – при формировании второго валика. В качестве защитного и поддерживающего сварочную дугу газа использовали аргон с чистотой 99,9 % с расходом 10 л/мин при обеспечении спокойного, ламинарного потока аргона, подающегося с помощью газовой линзы. Температура аргона на выходе из газовой линзы вблизи сварочной ванны составляла 16-20 °С.

Для заполнения шва применяли два прохода:

1) при проходе первого – корневого шва делается несколько остановок для зачистки кратера, т.е. весь шов сваривается в несколько этапов. За каждый этап сваривается в среднем 80-90 градусов по радиусу трубы. За время паузы между этапами металл охлаждается до температур близких к температуре окружающей среды. Средняя скорость прохода при заполнении первого валика составляет ~ 30 мм/мин (исключая остановки).

2) при проходе второго – облицовочного валика используется та же технология, как и для первого валика. Средняя скорость прохода при заполнении второго валика составляет ~ 70 мм/мин (исключая остановки).

После прохода первого валика металл охлаждают до температуры окружающей среды, полностью очищают от шлаков и проводят проверку герметичности сварного шва методами капиллярной, цветной и ультразвуковой дефектоскопии.

Таблица 1

Фактический химический состав металла труб и присадочного материала

Table 1

Actual chemical composition of pipe metal and filler material

Материал	Содержание химических элементов, масс. %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	V	Ti	PЗМ	Fe
Труба	0,38	1,71	0,93	25,95	37,53	1,39	0,65	0,27	0,10	0,16	≤ 0,5	Bal.
Присадка	0,36	1,35	1,29	26,10	37,76	1,24	0,35	0,15	0,05	0,14	≤ 0,3	Bal.

Образцы размером 10×10×15 мм для исследования структуры и измерения микротвердости сплава вырезали с помощью высокоскоростного лезвия из различных участков вдоль и поперек оси трубы (рис. 2).

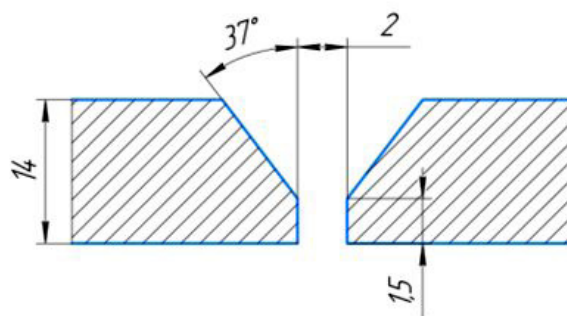


Рис. 1. Схема разделки кромок труб под сварку

Fig. 1. Scheme of pipe edges cutting for welding

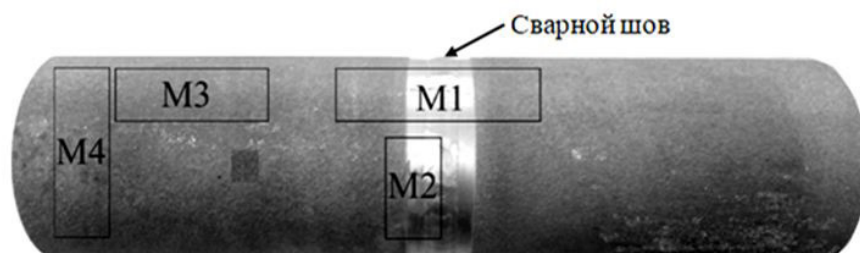


Рис. 2. Участки вырезки образцов из трубного сварного соединения для металлографического анализа и измерения микротвердости сплава

Fig. 2. Sections for cutting samples from pipe welded joint for metallographic analysis and microhardness measurement of the alloy

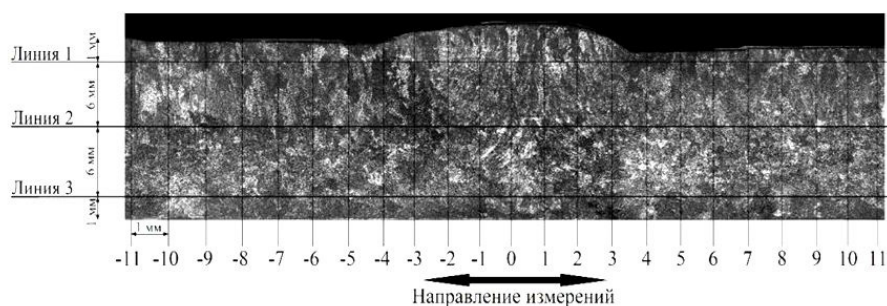


Рис. 3. Схема распределения участков для измерения микротвердости сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения

Fig. 3. Scheme of the sections distribution for measuring microhardness of the alloy in the cross-section of pipe welded joint

Металлографические исследования и рентгеновское картирование проводили с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40; сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA 2 LM, оборудованного полевой эмиссионной пушкой; энергодисперсионного рентгеновского спектрометра Inca X-Max-50. Относительная погрешность рентгено-спектрального микроанализа (РСМА) при определении концентрации химических элементов в фазах в структуре сплава составляла: 3 % для Fe, Ni, Cr, Si, Nb, Mo, W, Ti; 20 % для С. Для анализа макроструктуры шлифованные темплеты травили в 60 % водном растворе соляной кислоты, для выявления микроструктуры применяли электролитическое травление в 10 % водном растворе щавелевой кислоты длительностью 30 с.

Микротвердость сплава измеряли на твердомере Виккерса Durascan-20 G5 при нагрузке 10 кгс с интервалом 1 мм между измерениями вдоль оси трубы в середине толщины стенки, а также вблизи наружной и внутренней поверхностей трубы (рис. 3). Профиль измерения микротвердости сварной трубы включал основной металл (ОМ), зону термического влияния (ЗТВ) и металл шва (МШ).

Исследование структуры и измерение твердости сварного соединения на участках ОМ, ЗТВ и МШ проводили после сварки труб в литом состоянии без термической обработки.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 4 показана макроструктура трубного сварного соединения. Металлографический анализ не выявил такие дефекты, как: поры, трещины, несплавление, включения и др. Видно, что металл по сечению центробежнолитых труб имеет два явно выраженных участка примерно одинаковой толщины: с транскристаллитной и с равноосной структурой. С наружной стороны трубы структура сплава столбчатая, кристаллиты растут перпендикулярно внешней стенке по направлению теплоотвода; с внутренней стороны — структура равноосная.

На макрошлифах выявляются характерные участки: металл шва, зона термического влияния, основной металл (рис. 4, а-б). Двухслойный сварной шов V-образной формы (от внутренней поверхности трубы к внешней) состоит из четырех участков: первый (корневой) валик, второй валик и два участка усиления сварного шва (рис. 4, в). Для обоих валиков характерна выраженная направленность структуры в соответствии с особенностями кристаллизации. В первом валике столбчатые кристаллы ориентированы в горизонтальном направлении от границы металл шва/ЗТВ к центру сварочной ванны, во втором валике — в вертикальном направлении вглубь от внешней поверхности трубы. Размер кристаллитов в структуре второго валика в ~ 2 раза больше, чем в первом валике.

Микроструктура всех участков сварного соединения содержит дендриты матричного γ -твердого раствора и эвтектику (γ +карбиды МехСу). Однако в разных участках она значительно различается по дисперсности, анизотропии, морфологии эвтектики и размерам карбидных включений. Различается также соотношение структурных составляющих — количество эвтектики в металле шва, особенно 1-го валика, больше по сравнению с основным металлом (табл. 2).

Таблица 2

Соотношение структурных составляющих в сплаве HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Table 2

The ratio of structural components in the HP40NbTi alloy in different zones of welded joint

Участок сварного соединения		Содержание структурных составляющих, объемн. %	
		γ -твердый раствор	эвтектика и карбиды
Основной металл		82-90	10-18
Металл шва	1-ый валик	74-78	22-26
	2-ой валик	79-85	15-21

В табл. 3 приведены средние значения размера аустенитного зерна в различных участках сварного соединения (рис. 5). Наименьший размер зерна γ -твердого раствора формируется в первом валике металла шва, кристаллизующемся и охлаждающемся с максимальной скоростью вследствие контакта малого объема жидкого металла с основным металлом свариваемых труб. Размер зерна во втором валике незначительно больше, чем в первом. Размеры зерна γ -фазы в основном металле и зоне усиления имеют относительно близкие значения. Структура зоны термического влияния имеет существенную разнотермичность. В ЗТВ вблизи границы с металлом шва, особенно 1-го валика, происходит резкое измельчение аустенитного зерна, вероятно, вследствие рекристаллизации за счет больших внутренних напряжений, возникающих при послесварочном охлаждении металла. При удалении от границы МШ/ЗТВ в направлении к ОМ размер γ -зерна в ЗТВ постепенно увеличивается.

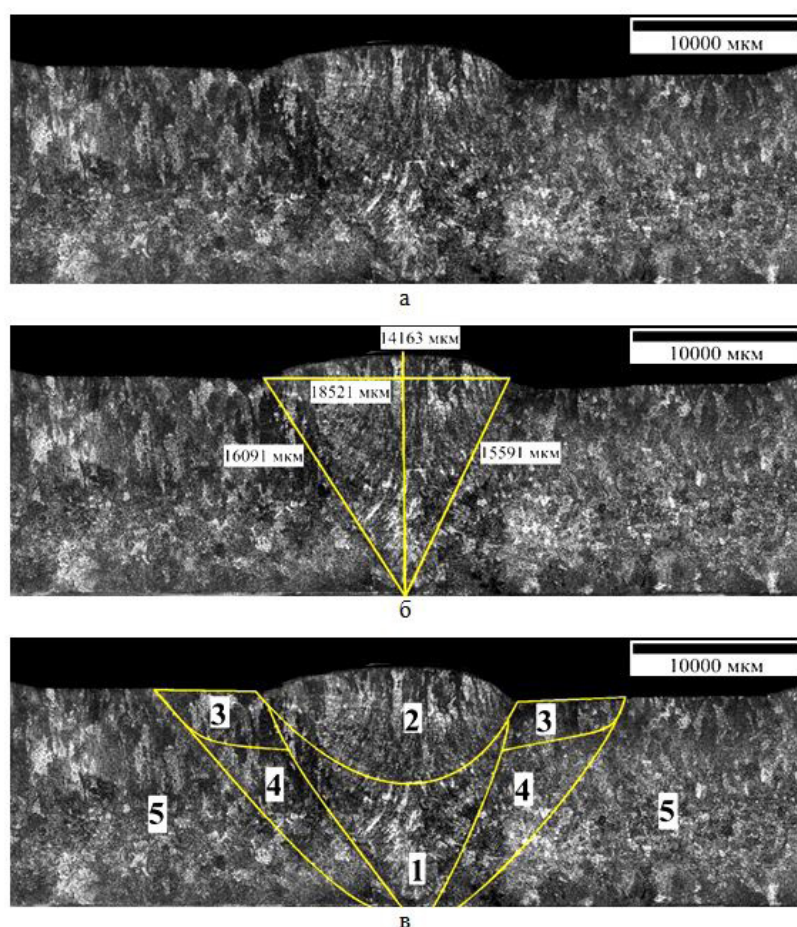


Рис. 4. Макроструктура сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения:
а – общий вид; б – вид с размерами металла шва; в – вид с выделенными границами
различных участков сварного соединения: 1 – первый (корневой) валик, 2 – второй валик,
3 – участок усиления шва, 4 – зона термического влияния, 5 – основной металл

Fig. 4. The macrostructure of the alloy in the cross section of pipe welded joint: a – general view;
б – dimensions of the weld metal; в – view with highlighted borders of different zones of a welded joint:
1 – the first (root) seem, 2 – second seem, 3 – zone of weld reinforcement, 4 – heat affected zone 5 – base metal

Морфология и размеры дендритов в структуре сплава HP40NbTi также значительно различаются в разных участках сварного соединения (рис. 6). Наиболее крупные дендриты наблюдаются в основном металле. Линейный размер дендритной ячейки (дендритных ветвей), измеренный методом случайных секущих, в основном металле составляет 490-520 мкм. В 1-м и 2-м валиках металла шва структура сплава наиболее дисперсная по сравнению с другими участками сварного соединения, причем практически одинаковая в обоих валиках. В металле шва твердый раствор-фазы приобретает менее выраженное ячеистое строение, оси дендритов первого и, особенно, второго порядка «размываются», однако структура сплава имеет выраженную направленность. Размер дендритной ячейки МШ изменяется в интервале 340-450 мкм, причем во 2-м валике зерно крупнее. Структура сплава в зоне усиления сварного соединения значительно грубее, чем в валиках, но мельче, чем в основном металле; ее направленность практически не выявляется. Размер дендритной ячейки зоны усиления значительно больше, чем участков 1-го и 2-го валиков МШ и составляет 450-460 мкм. Структура сплава в ЗТВ по общему характеру и морфологии структурных составляющих близка к основному металлу, но неоднородная по раз-

меру дендритной ячейки, который изменяется в интервале 420-510 мкм, постепенно укрупняясь в направлении от металла шва к основному металлу.

Таблица 3
Средние размеры зерна γ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Table 3

Average grain sizes of the γ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy in various sections of welded joint

Участок сварного соединения		Средний размер зерна γ -фазы, мкм	
		Длина	Ширина
Основной металл		620	180
Металл шва	1-ый валик	470	110
	2-ой валик	450	220
ЗТВ		240-450	160-260
Зона усиления		540	110

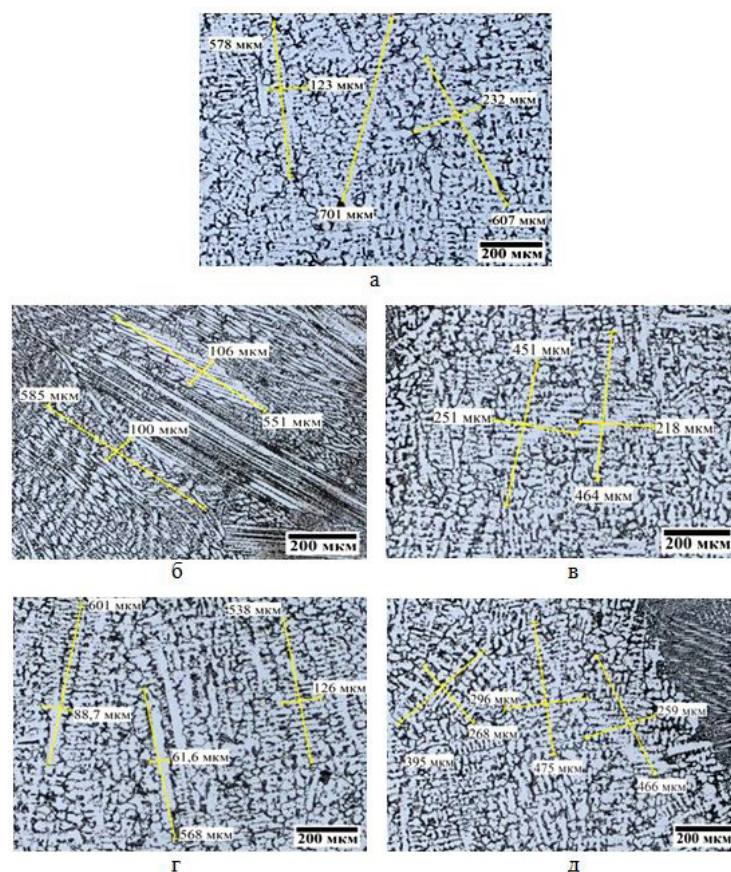


Рис. 5. Размер зерна аустенита в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а), МШ 1-го валика (б) и 2-го валика (в), зона усиления (г), граница металла шва 1 валика и ЗТВ (д)

Fig. 5. The grain size of austenite in the alloy structure HP40NbTi in different zones of welded joint: base metal (a), 1st seam of WM (b), 2nd seam of WM (c), zone of weld reinforcement (d), the boundary of the 1st seam WM and HAZ (e)

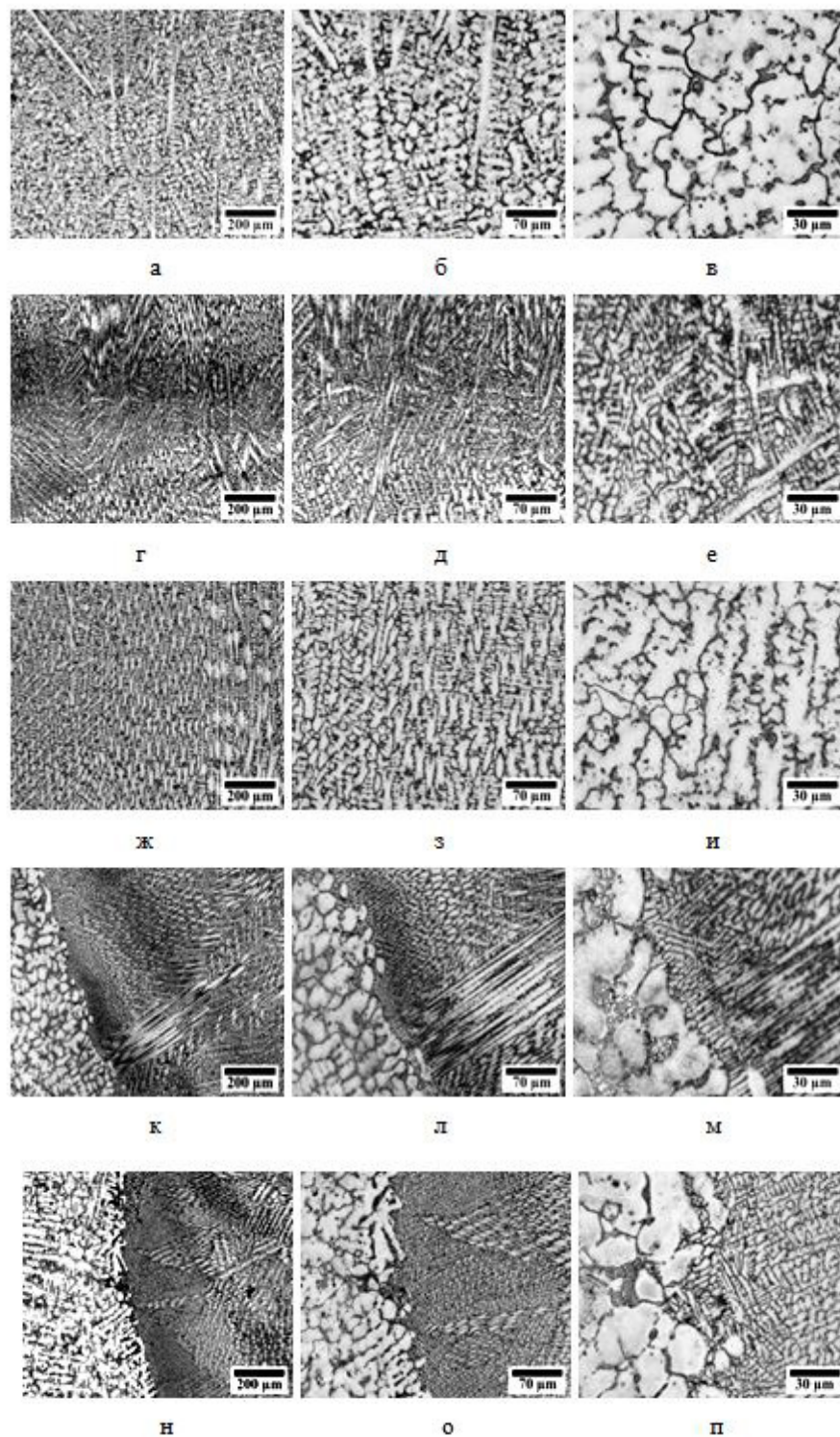


Рис. 6. Микроструктура сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а-в), МШ 1-го валика (г-е), МШ 2-го валика (ж-и), граница МШ 1 валика и ЗТВ (к-м), граница МШ 2 валика и ЗТВ (н-п)

Fig. 6. The microstructure of alloy HP40NbTi in different zones of welded joint: base metal (a-c), 1st seam WM (d-f), 2nd seam WM (g-i), boundary of 1st seam WM and HAZ (j-l), boundary 2nd seam WM and HAZ (m-o)

Измерение микротвердости сплава вдоль оси трубы показало, что наибольшие значения 240–260 HV имеет металл шва, микротвердость ЗТВ и основного металла составляют 210–230 HV и 200–210 HV соответственно (рис. 7). Это согласуется с более высоким содержанием эвтектики (табл. 2) и большей дисперсностью структуры сплава (рис. 6) в МШ. При этом максимальные значения микротвердости МШ и ЗТВ имеет первый валик, скорость кристаллизации которого максимальная.

Исследование микроструктуры сплава с использованием СЭМ подтвердило его качественно одинаковый, но морфологически существенно различающийся фазовый состав в разных участках сварного соединения (рис. 8). В структуре основного металла и ЗТВ наблюдается скелетная эвтектика, а в обоих валиках металла шва и зоне усиления — эвтектика типа китайских иероглифов. Эти различия объясняются значительно более высокой скоростью кристаллизации сплава в металле шва по сравнению с основным металлом трубы при литье [36–40], поскольку при сварке образуется малый объем расплавленного металла.

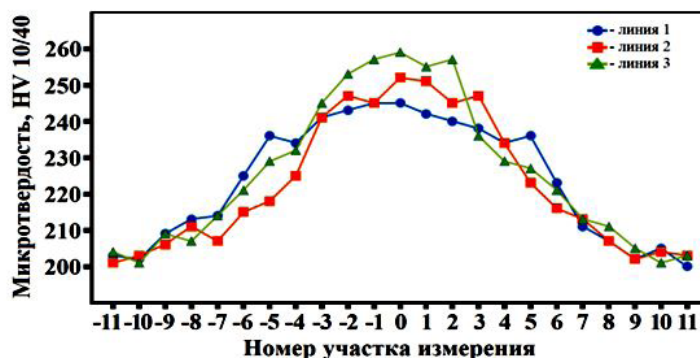
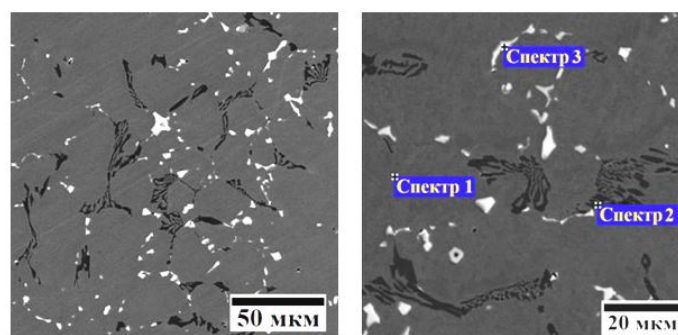


Рис. 7. Изменение микротвердости сплава HP40NbTi вдоль оси сварного трубного соединения.

Номера участков и линий измерения — по Рис. 3

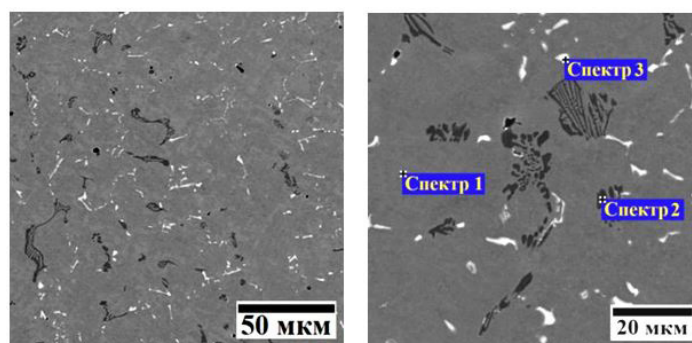
Fig. 7. Microhardness changing of the HP40NbTi alloy along the axis of pipe welded joint.

The numbers of sections and measurement lines are shown in Fig. 3



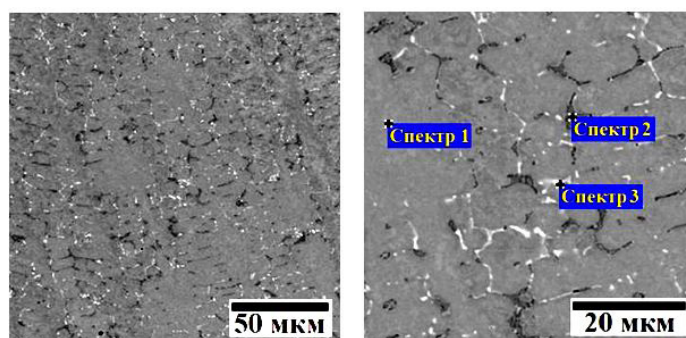
Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.81	0.01	25.21	35.79	35.51	0.17	0.05	0.94	0.46	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.02	0.01	79.84	7.81	1.94	0.02	1.61	0.08	0.29	0.03	8.35
3	NbC	0.02	2.76	2.85	0.76	0.53	81.50	0.07	0.02	0.14	0.04	11.31

а



Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.33	0.02	26.73	35.46	34.67	0.32	0.15	0.97	0.29	0.03	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.11	0.01	78.56	8.03	3.47	0.07	1.29	0.06	0.25	0.01	8.14
3	NbC	0.23	2.21	0.35	0.17	0.45	86.43	0.21	0.02	0.13	0.04	9.76

б

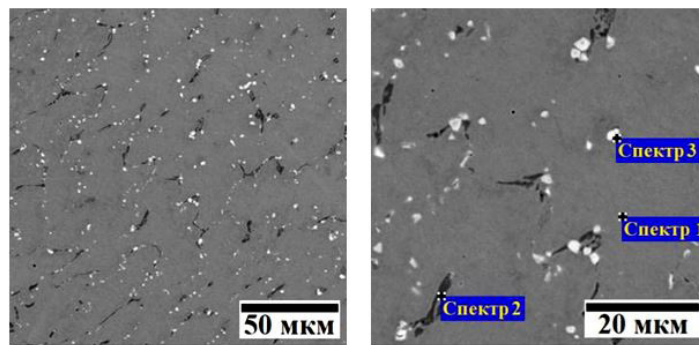


Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.14	0.03	25.58	35.56	35.47	0.34	0.27	1.29	0.27	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.32	0.05	65.45	9.67	13.70	0.97	0.29	0.15	0.42	0.04	8.94
3	NbC	0.59	3.63	4.25	2.47	2.54	76.30	0.19	0.04	0.07	0.05	9.87

в

Результаты РСМА выявили различие химического состава γ -фазы и карбидов в структуре сплава HP40NbTi в разных участках сварного соединения.

Анализ состава γ -фазы в структуре сплава проводили вдоль оси трубы посередине ее толщины (рис. 9). На рис. 10 показано изменение содержания химических компонентов сплава в матричном γ -твердом растворе в области сварного соединения, включающей основной металл, зону термического влияния и металла шва. Видно, что концентрация основных легирующих элементов – Fe, Ni, Cr в γ -фазе практически одинаковая во всех участках сварного соединения, как и тугоплавких элементов – Ti, V, Mo. Однако содержание Si, Nb, Mn в разных участках различается в 1,5-2 раза. Концентрация Nb и Mn минимальная в ОМ, возрастает в ЗТВ и максимальная в МШ, а концентрация Si изменяется в противоположном направлении.



Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.22	0.06	26.61	35.50	34.24	0.36	0.31	1.41	0.23	0.03	н.о.
2	Cr_mC_n	0.15	0.03	65.79	13.81	9.36	1.43	0.31	0.11	0.67	0.02	8.32
3	NbC	0.34	4.91	2.53	1.34	3.89	76.72	0.16	0.14	0.07	0.05	9.85

г

Рис. 8. Микроструктура при разных увеличениях и химический состав фаз сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: а – основной металл, б – ЗТВ, в – МШ 1 валика, г – МШ 2 валика

Fig. 8. Microstructure at different magnifications and chemical composition of the phases of the HP40NbTi alloy in different zones of welded joint: a – base metal, b – HAZ, c – 1st seam WM, d – 2nd seam WM

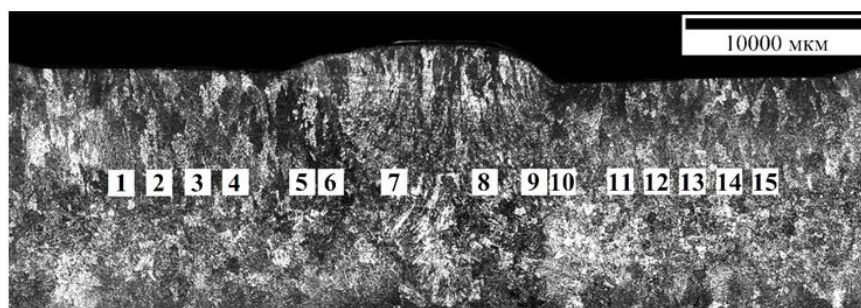


Рис. 9. Расположение участков анализа химического состава γ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси трубного сварного соединения

Fig. 9. Location of sites for analysis of the chemical composition of the γ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy along the axis of pipe welded joint

Установленные закономерности изменения концентрации Si и Nb в γ -твердом растворе в разных участках сварного соединения невозможно объяснить различиями в химическом составе металла трубы и сварочной проволоки. Если концентрация Mn в сварочной проволоке, действительно, несколько больше, чем в металле трубы, то концентрация Nb – меньше, а Si – практически одинаковая (табл. 1). Таким образом, полученные результаты показывают, что при сварке труб, в сплаве HP40NbTi в ЗТВ и металле шва протекают процессы, вызывающие обеднение матричной γ -фазы кремнием и обогащение ниобием.

Химический состав карбидов хрома и карбидов ниобия также различается в разных участках сварного соединения. В металле шва состав карбидов более неоднороден: часть основных карбидообразующих элементов – Nb и Cr замещена Fe и Ni (рис. 8).

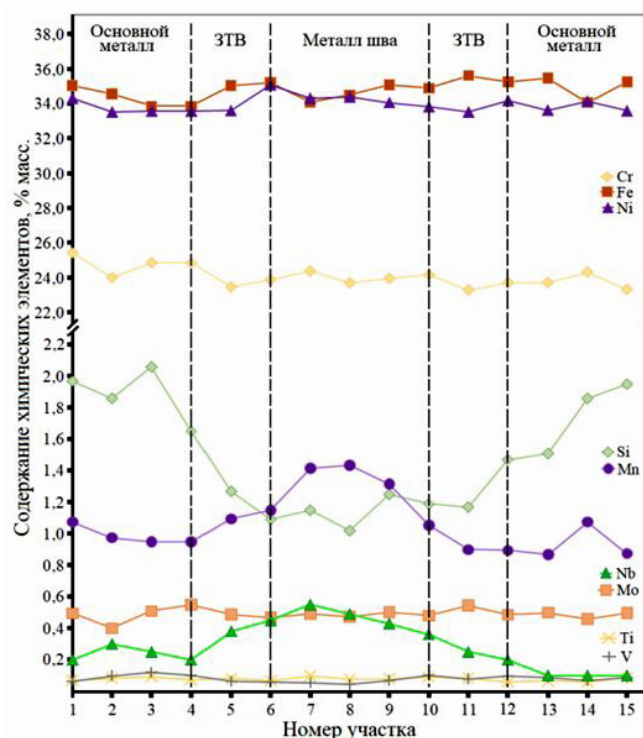


Рис. 10. Изменение содержания химических элементов в γ -твердом растворе в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси грубого сварного соединения. Номера участков исследования — по рис. 9

Fig. 10. The changing in content of chemical elements in the γ -solid solution in the structure the HP40NbTi alloy along the axis of pipe welded joint. The numbers of the study sites are shown in Fig. 9

Сравнение карт распределения химических элементов в структуре сплава, полученных в различных участках сварного соединения, выявило еще одну характерную особенность (рис. 11-13). Если в ОМ кремний равномерно распределен в γ -твердом растворе, то в МШ и, особенно, в ЗТВ наблюдается явно выраженная его сегрегация вблизи карбидов ниобия и хрома.

Особенность структуры зоны термического влияния сварного соединения не ограничивается наличием локальных сегрегаций кремния. Использование РЭМ позволило выявить образование светло-серых включений в структуре сплава HP40NbTi в ЗТВ. Наибольшее количество включений присутствует в участках ЗТВ, расположенных вблизи границы с металлом шва (рис. 14). Они располагаются в γ -фазе вблизи с первичными карбидами или на межфазных границах карбид/матрица и сопоставимы по размеру с включениями карбидных фаз. РСМА светло-серых включений в структуре сплава показал, что эта фаза обогащена кремнием, никелем и ниобием, а также содержит хром, железо и титан (рис. 15).

Известно, что в процессе выдержки при температурах 800–950 °С в структуре сплава HP40NbTi происходит превращение карбида NbC с образованием интерметаллидной G-фазы с формулой Nb₆Ni₁₆Si₇ [41–45]. Однако при кратковременной выдержке фазовый переход может не завершаться и, в этом случае, часть никеля и ниобия в интерметаллиде будет замещена хромом и титаном соответственно. Подобные структуры наблюдали в [46–49]. Из полученных результатов следует, что температуры и длительность нагрева сплава HP40NbTi при сварке труб являются достаточными для развития процесса образования G-фазы в его структуре в зоне термического влияния.

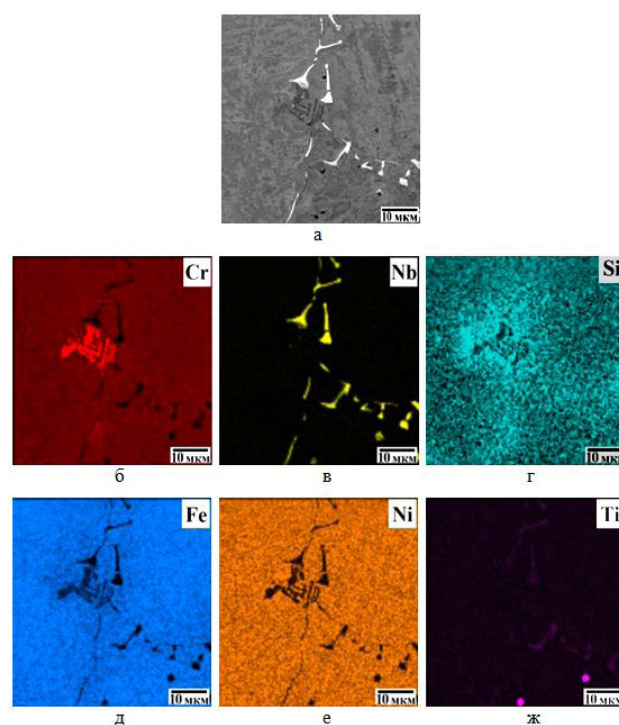


Рис. 11. Микроструктура сплава HP40NbTi в 1-м валике металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е), Ti (ж)

Fig. 11. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the 1st weld metal seem in back-scattered electrons (a) and distribution maps of Cr (b), Nb (c), Si (d), Fe (e), Ni (f), Ti (g)

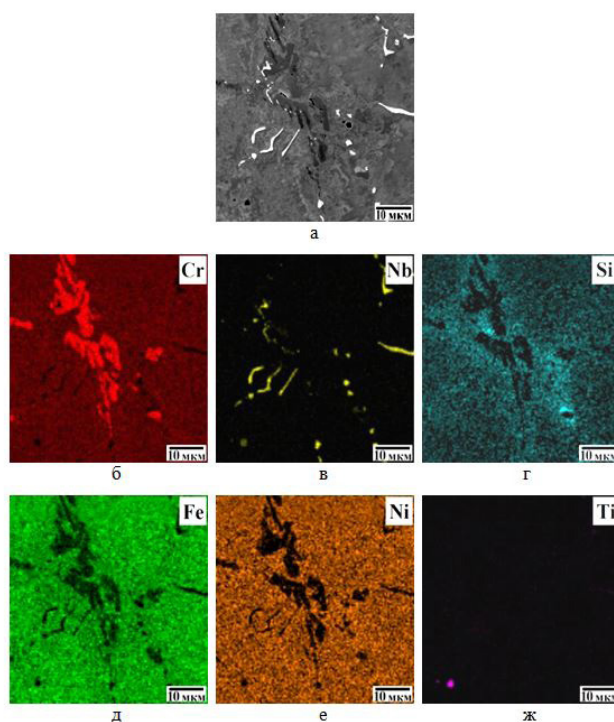


Рис. 12. Микроструктура сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 1-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е), Ti (ж)

Fig. 12. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the HAZ near the 1st weld metal seem of weld joint in back-scattered electrons (a) and distribution maps of Cr (b), Nb (c), Si (d), Fe (e), Ni (f), Ti (g)

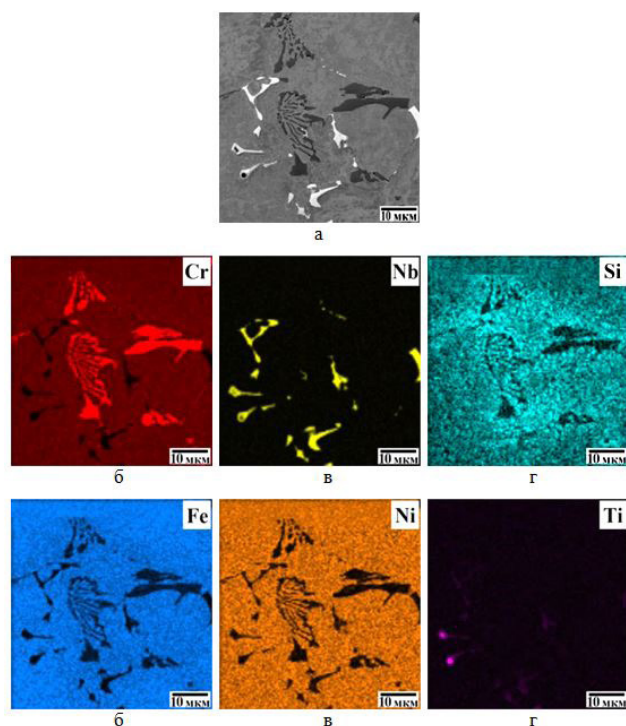


Рис. 13. Микроструктура сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 2-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е), Ti (ж)

Fig. 13. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the HAZ near the 2nd weld metal seam in back-scattered electrons (a) and distribution maps of Cr (b), Nb (c), Si (d), Fe (e), Ni (f), Ti (g)

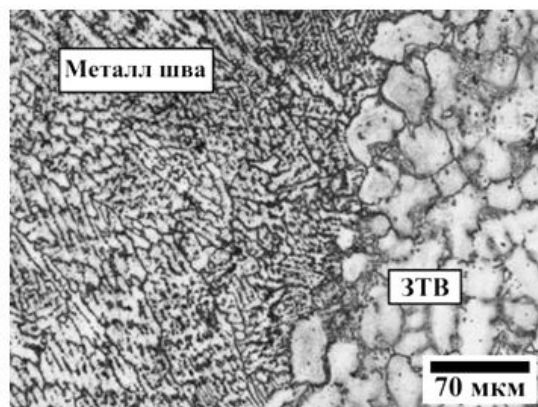
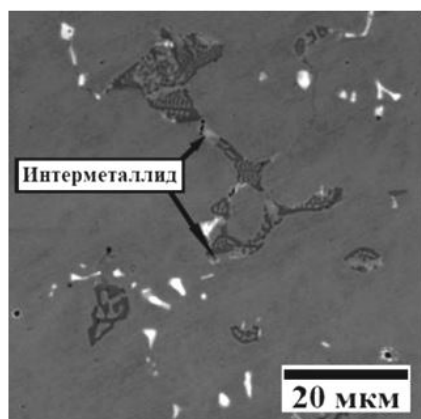


Рис. 14. Микроструктура сплава HP40NbTi в области границы ЗТВ/1-ый валик МШ сварного соединения
Fig. 14. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the area of the HAZ/1st weld metal seam boundary of welded joint

Результаты исследования структуры различных участков сварного соединения центробежно-литых труб из сплава HP40NbTi выявили ее выраженную неоднородность. Микроструктура металла шва наиболее дисперсная и содержит наибольшее количество карбидной фазы по сравнению с основным металлом и зоной термического влияния. Состав карбидов на основе Nb и Cr в МШ также более неоднородный и содержит, кроме основных карбидообразующих элементов, большее количество других металлических элементов состава сплава. Матричная γ -фаза в МШ и ЗТВ содержит меньшее количество кремния и большее — ниобия и марганца по сравнению с



Фаза	Содержание химических элементов, масс. %					
	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Интерметаллид	7,74	0,03	29,11	10,61	31,15	21,36

Рис. 15. Микроструктура сплава HP40NbTi в обратно-отраженных электронах в ЗТВ вблизи 2-го валика металла шва сварного соединения и химический состав интерметаллидной фазы

Fig. 15. Microstructure of the HP40NbTi alloy in back-scattered electrons in the HAZ near the 2nd weld metal seam and the chemical composition of the intermetallic phase

основным металлом. Повышенное содержание марганца в γ -фазе в этих участках сварного соединения обусловлено существенно большей его концентрацией в сварочной проволоке (табл. 1). Однако изменение содержания Si и Nb связано с диффузионными процессами в сплаве, проводимыми нагревом при сварке труб. Элементное картирование выявило характерную особенность распределения кремния в структуре ЗТВ и, в меньшей степени, в МШ. Кремний образует значительные сегрегации по границам первичных зерен γ -фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома (рис. 11-13). Следствием этого является развитие процесса формирования G-фазы, включения которой располагаются вблизи первичных карбидов в зоне термического влияния, а также в металле шва (рис. 14-15). Следовательно, нагрев сплава HP40NbTi до температур 600-900 °C при двухпроходной сварке провоцирует протекание превращения NbC → G-фаза. Вероятно, этим объясняется уменьшение концентрации Si и увеличение содержания Nb в γ -фазе в ЗТВ и металле шва, определяемое РСМА (рис. 9-10).

Значительная неоднородность структуры и образование G-фазы в ЗТВ и МШ при сварке труб из сплава HP40NbTi должны приводить к неоднородности механических свойств сварного соединения [6, 50–59]. Это подтверждается существенным различием в уровне микротвердости сплава в разных участках сварного соединения. В связи с этим для оценки работоспособности сварных труб из сплава HP40NbTi необходимо исследование влияния структуры на механические свойства и характер разрушения сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi, что является целью дальнейших исследований.

Заключение

Структура сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi (Fe-25Cr-35Ni-0.45C) является неоднородной, значительно различаясь дисперсностью, морфологией, соотношением и химическим составом фаз в различных участках: основном металле, зоне термического влияния и металле шва. После сварки труб из сплава HP40NbTi в зоне термического влияния формируется локальная повышенная концентрация кремния и происходит образование интерметаллидной фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома. Значительное различие значений микротвердости сплава в различных участках подтверждает неоднородность структуры и свидетельствует о неоднородности механических свойств трубного сварного соединения, что может существенно влиять на его ресурс при эксплуатации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B.** Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Archives of Foundry Engineering. 2011. V. 11. Is. 2. P. 47–52.
- [2] **Tawancy H.M., Ul-Hamid A., Mohammed A.I., Abbas N.M.** Effect of materials selection and design on the performance of an engineering product – An example from petrochemical industry // Materials & Design. 2007. V. 28. Is. 2. P. 686–703.
- [3] **Ghatak A., Robi P.S.** High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000–2007.
- [4] **Ul-Hamid A., Tawancy H.M., Mohammed A.R.I., Abbas N.M.** Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature // Engineering Failure Analysis. 2006. V. 13. Is. 6. P. 1005–1021.
- [5] **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. V. 36. P. 65–74.
- [6] **Alvino A., Lega D., Giacobbe F., Mazzocchi V., Rinaldi A.** Damage characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 2020s of service at different operative and maintenance conditions // Engineering Failure Analysis. 2010. V. 17. Iss. 7-8. P. 1526–1541.
- [7] **Alessio D., Gonzalez G., Fernandez Pirrone V., Iurman L., Moro L.** Variation of creep properties in HP steel by influence of temperature // Procedia Materials Science. 2012. V. 1. P. 104–109.
- [8] **Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W., Cervenka J., May D.** Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // Scripta Materialia. 2003. V. 49. Is. 2. P. 117–122.
- [9] **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.
- [10] **Borjali S., Allahkaram S.R., Khosravi H.** Effects of working temperature and carbon diffusion on the microstructure of high pressure heat-resistant stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces during service condition // Materials & Design. 2012. V. 34. P. 65–73.
- [11] **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Трансформация структуры жаропрочного сплава 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 7–14.
- [12] **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 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 1. С. 3–13.
- [13] **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1 (142). С. 155–163.
- [14] **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1-1 (147). С. 217–228.
- [15] **Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 3-2 (154). С. 143–150.
- [16] **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36–38.

- [17] **Santos M., Guedes M., Baptista R., Infante V., Cláudio R.A.** Effect of severe operation conditions on the degradation state of radiant coils in pyrolysis furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2015. V. 56. P. 194–203.
- [18] **Ilman M.N., Kusmono.** Analysis of material degradation and life assessment of 25Cr-38Ni-Mo-Ti wrought alloy steel (HPM) for cracking tubes in an ethylene plant // *Engineering Failure Analysis*. 2014. V. 42. P. 100–108.
- [19] **Monobe L.S., Schön C.G.** Microstructural and fractographic investigation of a centrifugally cast 20Cr32Ni+Nb alloy tube in the as cast and aged states // *Journal of Materials Research and Technology*. 2013. V. 2. Is. 2. P. 195–201.
- [20] **Wang W.Z., Xuan F.Z., Wang Z.D., Wang B., Liu C.J.** Effect of overheating temperature on the microstructure and creep behavior of HP40Nb alloy // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 7. P. 4010–4016.
- [21] **Guo J., Cheng C., Li H., Zhao J., Min X.** Microstructural analysis of Cr35Ni45Nb heat-resistant steel after a five-2020 service in pyrolysis furnace // *Engineering Failure Analysis*. 2017. V. 79. P. 625–633.
- [22] **Liu C.J., Chen Y.** Variations of the microstructure and mechanical properties of HP40Nb hydrogen reformer tube with time at elevated temperature // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 4. P. 2507–2512.
- [23] **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. V. 18. Is. 1. P. 164–171.
- [24] **Alvino A., Ramires D., Tonti A., Lega D.** Influence of chemical composition on microstructure and phase evolution of two HP heat resistant stainless steels after long term plant-service aging // *Materials at High Temperatures*. 2014. V. 31. Is. 1. P. 2–11.
- [25] **Hu B., Chen X., Liu C., Lian C., Chen T.** Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // *Materials at High Temperatures*. 2019. V. 36. Is. 6. P. 489–498.
- [26] **Guo J., Cao T., Cheng C., Meng X., Zhao J.** Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-2020 service // *Materials Research Express*. 2018. V. 5. Is. 4. 046509.
- [27] **Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д.** Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высоко-температурных выдержках. Часть 1 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 3–8.
- [28] **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д.** Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высоко-температурных выдержках. Часть 2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 3 (705). С. 12–19.
- [29] **Кондратьев С.Ю., Пташник А.В., Анастасиади Г.П., Петров С.Н.** Анализ превращений карбидных фаз в сплаве 25Cr35Ni методом количественной электронной микроскопии // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 7 (721). С. 36–43.
- [30] **de Almeida L.H., Emygdio P.R.O., Le May I., Ferraz F.C.** Microstructural characterization and geometrical analysis of welded joints of high temperature stainless steel tubes / In: Burke M.G., Clark E.A., Palmiere E.J., editors. *Microstructural science. Understanding microstructure: key to advances in materials*. Vol. 24. Materials Park (OH): ASM; 1996. – P. 193–198.
- [31] **Allahkaram S.R., Borjali S., Khosravi H.** Investigation of weldability and property changes of high pressure heat-resistant cast stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces after a five-2020 service // *Materials & Design*. January 2012. Vol. 33. P. 476–484.
- [32] **Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A.** Damage investigation on welded tubes of a reforming furnace // *La Metallurgia Italiana*. 2015. V. 107. Is. 1. P. 53–58.
- [33] **Singhatham C., Eidhed K.** The study of welding repair parameters of tube 35Cr-45Ni-Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Applied Mechanics and Materials*. 2016. N 848. P. 35–38.

- [34] **Maeda T., Terwijn F.** Carburization resistance of high-Cr, high-Ni weld overlayed furnace tubes for ethylene pyrolysis / 2005 AIChE Spring National Meeting, Conference Proceeding. 2005. P. 1039–1048.
- [35] **Abbasi M., Park I., Ro Y., Nam J., Ji Y., Kim J., Ayer R.** Microstructural evaluation of welded fresh-to-aged reformer tubes used in hydrogen production plants // *Engineering Failure Analysis*. 2018. V. 92. P. 368–377.
- [36] **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Петров С.Н., Фукс М.Д.** Влияние циклов «нагрев — охлаждение» на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2013. № 1 (166). С. 113–120.
- [37] **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Фукс М.Д.** Влияние скорости охлаждения при технологическом термоциклировании на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2013. № 2 (171). С. 109–119.
- [38] **Kondrat'ev S.Y., Anastasiadi G.P., Ptashnik A.V., Petrov S.N.** Kinetics of the high-temperature oxidation of heat-resistant statically and centrifugally cast HP40NbTi alloys // *Oxidation of Metals*. 2019. Vol. 91. Is. 1-2. P. 33–53.
- [39] **Кондратьев С.Ю., Петров С.Н., Анастасиади Г.П., Цеменко А.В.** Структурные особенности высокотемпературного окисления литого жаропрочного сплава HP40NbTi. Часть I. Кинетика окисления // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1 (775). С. 35–46.
- [40] **Кондратьев С.Ю., Петров С.Н., Анастасиади Г.П., Цеменко А.В.** Структурные особенности высокотемпературного окисления литого жаропрочного сплава HP40NbTi. Часть II. Эволюция микроструктуры и фазового состава // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1 (775). С. 47–56.
- [41] **Beattie H.J., Versnyder F.L.** A new complex phase in a high-temperature alloy // *Nature*. 1956. V. 178. P. 208–209.
- [42] **Bergman G., Waugh J.L.T.** The crystal structure of the intermetallic compound M6Si7Cu16 // *Acta Crystallographica*. 1956. V. 9. Pt 3. P. 214–217.
- [43] **Villars P., Calvert L.D. (Eds.)** Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases. — 2nd ed., in 4 vols. — Materials Park, Ohio: ASM International, 1991. — V. 3. P. 4531–4532.
- [44] **Chen Y., Dai X., Chen X., Yang B.** The characterization of G-phase in Fe20Cr9Ni cast duplex stainless steel // *Materials Characterization*. 2019. V. 149. P. 74–81.
- [45] **Ribeiro A.F., Borges R.M.T., de Almeida L.H.** Phase transformation in heat resistant steels observed by STEM (NbTi)C–NiNbSi (G-Phase) // *Acta Microscopica*. 2002. V. 11. Is. 1. P. 59–63.
- [46] **Piekarski B.** Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels // *Materials Characterization*. 2001. V. 47. Is. 3-4. P. 181–186.
- [47] **Ibañez R.A.P., de Almeida Soares G.D., de Almeida L.H., Le May I.** Effects of Si content on the microstructure of modified-HP austenitic steels // *Materials Characterization*. 1993. V. 30. Is. 4. P. 243–249.
- [48] **Powell D.J., Pilkington R., Miller D.A.** The precipitation characteristics of 20% Cr/25% Ni–Nb stabilised stainless steel // *Acta Metallurgica*. 1988. V. 36. Is. 3. P. 713–724.
- [49] **Yoshida M.** The segregation of silicon on austenite grain boundaries and on austenite/carbide interfaces in high carbon steels // *Scripta Metallurgica*. 1982. Vol. 16. Is. 7. P. 787–790.
- [50] **Chen Q.Z., Thomas C.W., Knowles D.M.** Characterisation of 20Cr32Ni1Nb alloys in as-cast and ex-service conditions by SEM, TEM and EDX // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. V. 374. Is. 1-2. P. 398–408.
- [51] **Ecob R.C., Lobb R.C., Kohler V.L.** The formation of G-phase in 20/25 Nb stainless steel AGR fuel cladding alloy and its effect on creep properties // *Journal of Materials Science*. 1987. Vol. 22. Is. 8. P. 2867–2880.
- [52] **Knowles D.M., Thomas C.W., Keen D.J., Chen Q.Z.** In service embrittlement of cast 20Cr32Ni1Nb components used in steam reformer applications // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2004. V. 81. Is. 6. P. 499–506.

- [53] Abbasi M., Park I., Ro Y., Ji Y., Ayer R., Shim J.-H. G-phase formation in twenty-2020s aged heat-resistant cast austenitic steel reformer tube // Materials Characterization. 2019. V. 148. P. 297–306.
- [54] de Almeida L.H., Ribeiro A.F., Le May I. Microstructural characterization of modified 25Cr–35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // Materials Characterization. 2002. V. 49 Is. 3. P. 219–229.
- [55] Swaminathan J., Guguloth K., Gunjan M., Roy P., Ghosh R. Failure analysis and remaining life assessment of service exposed primary reformer heater tubes // Engineering Failure Analysis. 2008. V. 15. Is. 4. P. 311–331.
- [56] Andrade A.R., Bolfarini C., Ferreira L.A.M., Souza Filho C.D., Bonazzi L.H.C. Titanium micro addition in a centrifugally cast HPNb alloy: High temperature mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. 2015. V. 636. P. 48–52.
- [57] Alomari A.S., Kumar N., Murty K.L. Creep behavior and microstructural evolution of a Fe-20Cr-25Ni (mass percent) austenitic stainless steel (Alloy 709) at elevated temperatures // Metallurgical and Materials Transactions A. 2019. Vol. 50A. Is. 2. P. 641–654.
- [58] Sun D., Lee H., Jeon C., Bower A., Kumar S., Park I., Ro Y., Ayer R. Evolution of microstructure and creep behavior in an Fe-Ni-Cr-Nb-C alloy during service in hydrocarbon cracker tubes // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. V. 28. P. 6588–6602.
- [59] Liu C., Chen X., Chen T., Nie D., Wang L. Carbide transformation in carburised zone of 25Cr35NiNb+MA alloy after high-temperature service // Materials at High Temperatures. 2016. V. 33. Is. 1. P. 98–104.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич – профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.

E-mail: petroprom2013@yandex.ru

ФРОЛОВ Максим Алексеевич – инженер 1-й категории, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", без степени.

E-mail: frolov_maks20@mail.ru

ФУКС Михаил Дмитриевич – зам. нач. НПК 6 – нач. лаб 61, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", канд. техн. наук.

E-mail: stoma_87@mail.ru

СВЯТЫШЕВА Екатерина Вадимовна – инженер, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", без степени.

E-mail: svyatysheva.ek@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 12.09.2020

REFERENCES

- [1] M. Garbiak, W. Jasinski, B. Piekarski, Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Archives of Foundry Engineering. 2011. V. 11. Is. 2. P. 47–52.
- [2] H.M. Tawancy, A. Ul-Hamid, A.I. Mohammed, N.M. Abbas, Effect of materials selection and design on the performance of an engineering product – An example from petrochemical industry // Materials & Design. 2007. V. 28. Is. 2. P. 686–703.
- [3] A. Ghatak, P.S. Robi, High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000–2007.
- [4] A. Ul-Hamid, H.M. Tawancy, A.-R.I. Mohammed, N.M. Abbas, Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature // Engineering Failure Analysis. 2006. V. 13. Is. 6. P. 1005–1021.

- [5] **L. Bonaccorsi, E. Guglielmino, R. Pino, C. Servetto, A. Sili**, Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2014. V. 36. P. 65–74.
- [6] **A. Alvino, D. Lega, F. Giacobbe, V. Mazzocchi, A. Rinaldi**, Damage characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 years of service at different operative and maintenance conditions // *Engineering Failure Analysis*. 2010. V. 17. Iss. 7-8. P. 1526–1541.
- [7] **D. Alessio, G. Gonzalez, V. Fernandez Pirrone, L. Iurman, L. Moro**, Variation of creep properties in HP steel by influence of temperature // *Procedia Materials Science*. 2012. V. 1. P. 104–109.
- [8] **E.A. Kenik, P.J. Maziasz, R.W. Swindeman, J. Cervenka, D. May**, Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // *Scripta Materialia*. 2003. V. 49. Is. 2. P. 117–122.
- [9] **A.I. Rudskoy, A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Osobennosti struktury i dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 42–47.
- [10] **S. Borjali, S.R. Allahkaram, H. Khosravi**, Effects of working temperature and carbon diffusion on the microstructure of high pressure heat-resistant stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces during service condition // *Materials & Design*. 2012. V. 34. P. 65–73.
- [11] **A.I. Rudskoy, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14.
- [12] **A.I. Rudskoy, G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks**, Vliyaniye faktora chisla elektronnykh vakansiy na kinetiku obrazovaniya, rosta i rastvoreniya faz pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh zharoprochnogo splava 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb // *Fizika metallov i metallovedeniye*. 2014. T. 115. № 1. S. 3–13.
- [13] **A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 1. Litoye sostoyaniye // *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 1 (142). S. 155–163.
- [14] **A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 2. Vliyaniye vysokotemperaturnoy vyderzhki // *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 1-1 (147). S. 217–228.
- [15] **A.I. Rudskoy, G.P. Anastasiadi, A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, M.D. Fuks**, Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 3. Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy // *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 3-2 (154). S. 143–150.
- [16] **M.D. Fuks, Yu.V. Zelenin, S.Yu. Kondratyev**, Issledovaniye kachestva metalla tolstostennykh trub iz korrozionno-stoykikh staley // *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 2. S. 36–38.
- [17] **M. Santos, M. Guedes, R. Baptista, V. Infante, R.A. Cláudio**, Effect of severe operation conditions on the degradation state of radiant coils in pyrolysis furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2015. V. 56. P. 194–203.
- [18] **M.N. Ilman, Kusmono**, Analysis of material degradation and life assessment of 25Cr-38Ni-Mo-Ti wrought alloy steel (HPM) for cracking tubes in an ethylene plant // *Engineering Failure Analysis*. 2014. V. 42. P. 100–108.
- [19] **L.S. Monobe, C.G. Schön**, Microstructural and fractographic investigation of a centrifugally cast 20Cr32Ni+Nb alloy tube in the as cast and aged states // *Journal of Materials Research and Technology*. 2013. V. 2. Is. 2. P. 195–201.
- [20] **W.Z. Wang, F.Z. Xuan, Z.D. Wang, B. Wang, C.J. Liu**, Effect of overheating temperature on the microstructure and creep behavior of HP40Nb alloy // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 7. P. 4010–4016.
- [21] **J. Guo, C. Cheng, H. Li, J. Zhao, X. Min**, Microstructural analysis of Cr35Ni45Nb heat-resistant steel after a five-year service in pyrolysis furnace // *Engineering Failure Analysis*. 2017. V. 79. P. 625–633.

- [22] **C.J. Liu, Y. Chen**, Variations of the microstructure and mechanical properties of HP40Nb hydrogen reformer tube with time at elevated temperature // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 4. P. 2507–2512.
- [23] **M. Mostafaei, M. Shamanian, H. Purmohamad, M. Amini, A. Saatchi**, Microstructural degradation of two cast heat resistant reformer tubes after long term service exposure // *Engineering Failure Analysis*. 2011. V. 18. Is. 1. P. 164–171.
- [24] **A. Alvino, D. Ramires, A. Tonti, D. Lega**, Influence of chemical composition on microstructure and phase evolution of two HP heat resistant stainless steels after long term plant-service aging // *Materials at High Temperatures*. 2014. V. 31. Is. 1. P. 2–11.
- [25] **B. Hu, X. Chen, C. Liu, C. Lian, T. Chen**, Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // *Materials at High Temperatures*. 2019. V. 36. Is. 6. P. 489–498.
- [26] **J. Guo, T. Cao, C. Cheng, X. Meng, J. Zhao**, Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-year service // *Materials Research Express*. 2018. V. 5. Is. 4. 046509.
- [27] **A.I. Rudskoy, A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks**, Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 1 // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 1 (703). S. 3–8.
- [28] **A.I. Rudskoy, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks**, Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 2 // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 3 (705). S. 12–19.
- [29] **S.Yu. Kondratyev, A.V. Ptashnik, G.P. Anastasiadi, S.N. Petrov**, Analiz prevrashcheniy karbidnykh faz v splave 25Cr35Ni metodom kolichestvennoy elektronnoy mikroskopii // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2015. № 7 (721). S. 36–43.
- [30] **L.H. de Almeida, P.R.O. Emygdio, I. Le May, F.C. Ferraz**, Microstructural characterization and geometrical analysis of welded joints of high temperature stainless steel tubes / In: Burke M.G., Clark E.A., Palmiere E.J., editors. *Microstructural science. Understanding microstructure: key to advances in materials*, Vol. 24. Materials Park (OH): ASM; 1996. – P. 193–198.
- [31] **S.R. Allahkaram, S. Borjali, H. Khosravi**, Investigation of weldability and property changes of high pressure heat-resistant cast stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces after a five-year service // *Materials & Design*. January 2012. Vol. 33. P. 476–484.
- [32] **E. Guglielmino, R. Pino, C. Servetto, A. Sili**, Damage investigation on welded tubes of a reforming furnace // *La Metallurgia Italiana*. 2015. V. 107. Is. 1. P. 53–58.
- [33] **C. Singhatham, K. Eidhed**, The study of welding repair parameters of tube 35Cr-45Ni-Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Applied Mechanics and Materials*. 2016. N 848. P. 35–38.
- [34] **T. Maeda, F. Terwijn**, Carburization resistance of high-Cr, high-Ni weld overlayed furnace tubes for ethylene pyrolysis / 2005 AIChE Spring National Meeting, Conference Proceeding. 2005. P. 1039–1048.
- [35] **M. Abbasi, I. Park, Y. Ro, J. Nam, Y. Ji, J. Kim, R. Ayer**, Microstructural evaluation of welded fresh-to-aged reformer tubes used in hydrogen production plants // *Engineering Failure Analysis*. 2018. V. 92. P. 368–377.
- [36] **G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.S. Oryshchenko, S.N. Petrov, M.D. Fuks**, Vliyaniye tsiklov «nagrev – okhlazhdeniye» na dlitelnuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 1 (166). S. 113–120.
- [37] **G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks**, Vliyaniye skorosti okhlazhdeniya pri tekhnologicheskome termotsiklirovanii na dlitelnuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 2 (171). S. 109–119.
- [38] **S.Y. Kondrat'ev, G.P. Anastasiadi, A.V. Ptashnik, S.N. Petrov**, Kinetics of the high-temperature oxidation of heat-resistant statically and centrifugally cast HP40NbTi alloys // *Oxidation of Metals*. 2019. Vol. 91. Is. 1–2. P. 33–53.

- [39] **S.Yu. Kondratyev, S.N. Petrov, G.P. Anastasiadi, A.V. Tsemenko**, Strukturnyye osobennosti vysokotemperaturnogo okisleniya litogo zharoprochnogo splava HP40NbTi. Chast I. Kinetika okisleniya // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. 2020. № 1 (775). S. 35–46.
- [40] **S.Yu. Kondratyev, S.N. Petrov, G.P. Anastasiadi, A.V. Tsemenko**, Strukturnyye osobennosti vysokotemperaturnogo okisleniya litogo zharoprochnogo splava HP40NbTi. Chast II. Evolyutsiya mikrostruktury i fazovogo sostava // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. 2020. № 1 (775). S. 47–56.
- [41] **H.J. Beattie, F.L. Versnyder**, A new complex phase in a high-temperature alloy // *Nature*. 1956. V. 178. P. 208–209.
- [42] **G. Bergman, J.L.T. Waugh**, The crystal structure of the intermetallic compound M6Si7Cu16 // *Acta Crystallographica*. 1956. V. 9. Pt 3. P. 214–217.
- [43] **P. Villars, L.D. Calvert, (Eds.)** Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases. – 2nd ed., in 4 vols. – Materials Park, Ohio: ASM International, 1991. – V. 3. P. 4531–4532.
- [44] **Y. Chen, X. Dai, X. Chen, B. Yang**, The characterization of G-phase in Fe20Cr9Ni cast duplex stainless steel // *Materials Characterization*. 2019. V. 149. P. 74–81.
- [45] **A.F. Ribeiro, R.M.T. Borges, L.H. de Almeida**, Phase transformation in heat resistant steels observed by STEM (NbTi)C–NiNbSi (G-Phase) // *Acta Microscopica*. 2002. V. 11. Is. 1. P. 59–63.
- [46] **B. Piekarski**, Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels // *Materials Characterization*. 2001. V. 47. Is. 3-4. P. 181–186.
- [47] **R.A.P. Ibañez, G.D. de Almeida Soares, L.H. de Almeida, I. Le May**, Effects of Si content on the microstructure of modified-HP austenitic steels // *Materials Characterization*. 1993. V. 30. Is. 4. P. 243–249.
- [48] **D.J. Powell, R. Pilkington, D.A. Miller**, The precipitation characteristics of 20% Cr/25% Ni–Nb stabilised stainless steel // *Acta Metallurgica*. 1988. V. 36. Is. 3. P. 713–724.
- [49] **M. Yoshida**, The segregation of silicon on austenite grain boundaries and on austenite/carbide interfaces in high carbon steels // *Scripta Metallurgica*. 1982. Vol. 16. Is. 7. P. 787–790.
- [50] **Q.Z. Chen, C.W. Thomas, D.M. Knowles**, Characterisation of 20Cr32Ni1Nb alloys in as-cast and ex-service conditions by SEM, TEM and EDX // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. V. 374. Is. 1-2. P. 398–408.
- [51] **R.C. Ecob, R.C. Lobb, V.L. Kohler**, The formation of G-phase in 20/25 Nb stainless steel AGR fuel cladding alloy and its effect on creep properties // *Journal of Materials Science*. 1987. Vol. 22. Is. 8. P. 2867–2880.
- [52] **D.M. Knowles, C.W. Thomas, D.J. Keen, Q.Z. Chen**, In service embrittlement of cast 20Cr32Ni1Nb components used in steam reformer applications // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2004. V. 81. Is. 6. P. 499–506.
- [53] **M. Abbasi, I. Park, Y. Ro, Y. Ji, R. Ayer, J.-H. Shim**, G-phase formation in twenty-years aged heat-resistant cast austenitic steel reformer tube // *Materials Characterization*. 2019. V. 148. P. 297–306.
- [54] **L.H. de Almeida, A.F. Ribeiro, I. Le May**, Microstructural characterization of modified 25Cr–35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // *Materials Characterization*. 2002. V. 49 Is. 3. P. 219–229.
- [55] **J. Swaminathan, K. Guguloth, M. Gunjan, P. Roy, R. Ghosh**, Failure analysis and remaining life assessment of service exposed primary reformer heater tubes // *Engineering Failure Analysis*. 2008. V. 15. Is. 4. P. 311–331.
- [56] **A.R. Andrade, C. Bolfarini, L.A.M. Ferreira, C.D. Souza Filho, L.H.C. Bonazzi**, Titanium micro addition in a centrifugally cast HPNb alloy: High temperature mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 636. P. 48–52.
- [57] **A.S. Alomari, N. Kumar, K.L. Murty**, Creep behavior and microstructural evolution of a Fe-20Cr-25Ni (mass percent) austenitic stainless steel (Alloy 709) at elevated temperatures // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. Vol. 50A. Is. 2. P. 641–654.
- [58] **D. Sun, H. Lee, C. Jeon, A. Bower, S. Kumar, I. Park, Y. Ro, R. Ayer**, Evolution of microstructure and creep behavior in an Fe-Ni-Cr-Nb-C alloy during service in hydrocarbon cracker tubes // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. V. 28. P. 6588–6602.

[59] C. Liu, X. Chen, T. Chen, D. Nie, L. Wang, Carbide transformation in carburised zone of 25Cr35NiNb+MA alloy after high-temperature service // Materials at High Temperatures. 2016. V. 33. Is. 1. P. 98–104.

THE AUTHORS

KONDRATYEV Sergey Yu. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: petroprom2013@yandex.ru

FROLOV Maksim A. — *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEEY" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE".*

E-mail: frolov_maks20@mail.ru

FUKS Mikhail D. — *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEEY" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE".*

E-mail: stoma_87@mail.ru

SVIATYSHEVA Ekaterina V. — *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEEY" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE".*

E-mail: svyatysheva.ek@yandex.ru

Received: 12.09.2020

DOI: 10.18721/JEST.26304

УДК 620.178

Т.Н. Нгуен, Г.С. Коленько

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

АНАЛИЗ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ И РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЛОПАТКИ ГАЗОВОЙ ТУРБИНЫ ПРИ НАЛИЧИИ ТРЕЩИНЫ

В исследовании и прогнозировании развития усталостных трещин в высоконагруженных элементах энергетических машин знание механизма разрушения материалов имеет ключевую роль. Это знание включает в себя различные модели зарождения и развития трещин, модели формирования траектории движения фронта трещины, а также модели локального разрушения. Выбор того или иного типа механизма трещинообразования определяется напряженным состоянием (и, в том числе, уровнем амплитуд напряжений) в интересующем локальном объеме материала исследуемой детали. Модели трещинообразования и разрушения материала позволяют оценить величину местных напряжений в условиях самоорганизованной системы превращения и изменения энергии элементов структурного взаимодействия материала. Одной из причин, влияющих на работоспособность и ресурс рабочих лопаток газовых турбин, является образование трещин на поверхности пера лопатки. Целью данной работы является изучение закономерностей процесса развития трещины на поверхности турбинной лопатки расчетными методами с помощью пакета Ansys Mechanical.

Ключевые слова: разрушение, механика разрушения, работоспособности лопатки, трещина, усталостная трещина.

Ссылка при цитировании:

Нгуен Т.Н., Коленько Г.С. Анализ механики разрушения и работоспособности лопатки газовой турбины при наличии трещины // Материаловедение. Энергетика. 2020. Т. 26, № 3. С. 56–69. DOI: 10.18721/JEST.26304

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

T.N. Nguyen, G.S. Kolenko

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

ANALYSIS OF THE FRACTURE MECHANICS AND WORKABILITY OF A GAS TURBINE BLADE IN THE PRESENCE OF A CRACK

In the study and prediction of the development of fatigue cracks in highly loaded elements of energy machines, knowledge of the mechanism of fracture of materials has a key role. This knowledge includes various models of nucleation and development of cracks, models of the formation of the trajectory of the crack front, and also models of local fracture. The choice of the crack formation mechanism of one type or another is determined by the stress state (including the level of stress amplitudes) in the local volume of material of interest for the part under study. Models of cracking and fracture of the material allow us to estimate the magnitude of local stresses in a self-organized system of transformation and change in the energy of the elements of the structural interaction of the material. One of the reasons affecting the performance and resource of the working blades of gas turbines is the formation of cracks on the surface of the

feather blades. The aim of this work is to study the laws of the process of crack development on the surface of a turbine blade by calculation methods using the Ansys Mechanical package.

Keywords: destruction, mechanics of destruction, blade health, crack, fatigue crack.

Citation:

T.H. Nguyen, G.S. Kolenko, Analysis of the fracture mechanics and workability of a gas turbine blade in the presence of a crack, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 56–69, DOI: 10.18721/JEST.26304

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

Введение. Надежная работа газовых турбин в значительной мере зависит от работоспособности их лопаточного аппарата, прежде всего лопаток первых ступеней, находящихся в области наиболее высокой температуры. Уровень начальной температуры газа в энергетических газовых турбинах равен 960...1060 °С. Температура материала лопаток газовых турбин достигает 0.8 от температуры плавления, сама лопатка к тому же находится в напряженном состоянии. Сопловые лопатки 1-й ступени испытывают действие изгибных напряжений, вызванных потоком газа. Их величина находится в пределах 50...80 МПа.

В еще более сложном напряженном состоянии находятся рабочие лопатки турбин, которые подвергаются одновременно воздействию растягивающих (центробежных), изгибных и динамических вибрационных нагрузок.

Знакопеременные напряжения в лопатках 1-й ступени могут составлять 50...100 МПа, а суммарные 150 МПа. В профильной части лопаток последних ступеней суммарные напряжения достигают 350 МПа.

Лопатки компрессора и газовой турбины являются неотъемлемыми элементами газотурбинной установки, и их поломки могут приводить к катастрофическим повреждениям проточной части. Meher-Nomji и Gabriles [1] определили и перечислили основные механизмы разрушения лопаток газовых турбин, такие как HCF (high cycle fatigue, многоцикловая усталость), LCF (low cycle fatigue, малоцикловая усталость), термомеханическая усталость, воздействие рабочей среды (окисление, сульфидирование, коррозия), повреждение из-за ползучести, эрозии и износа, ударное повреждение (из-за попадания постороннего предмета в проточную часть), а также комбинации вышеперечисленных механизмов отказа. Согласно исследованию [2, 3], многоцикловая усталость, в основном, вызвана аэродинамическими возбуждениями (частоты, кратные производству частоты вращения на число сопловых или рабочих лопаток) или автоколебательными процессами (флаттером лопаток).

В то время как в последние годы особое внимание уделялось анализу усталостных отказов турбинных лопаток, вызванных развитием микротрещин, на основе статистических данных об отказах, благодаря достижениям в трехмерном моделировании процесса разрушения, были предприняты усилия для численного прогнозирования характеристик распространения трещин в лопатках [4].

Целью данной работы являлось изучение закономерностей протекания процесса роста трещины на основе анализа характера разрушения турбинной лопатки, а также сравнение результатов расчета а) для модели лопатки при наличии трещины и б) для модели лопатки без трещины.

Постановка задачи

С целью количественного и качественного сравнения и анализа особенностей развития трещины в материале в двух указанных выше вариантах турбинной лопатки требовалось выполнить следующие задачи.

1. Построить численную сеточную модель: а) турбинной лопатки с трещиной на поверхности, а также б) целой турбинной лопатки без дефектов.
2. Проанализирована работоспособность лопатки при наличии трещины на поверхности.
3. Сравнение результатов состояния лопатки без трещины и при наличии трещины.

Таблица 1

Геометрические параметры лопатки турбины и механические свойства материала лопатки

Table 1

The geometric parameters of the turbine blades and the mechanical properties of the material of the blades

Длина X	54 мм
Длина Y	57 мм
Длина Z	162 мм
Объем	10^5 мм^3
Масса	0.83 kg
Предел текучести	441 МПа
Предел прочности	647 МПа

Сеточная модель лопатки газовой турбины была построена с использованием геометрической модели, представленной на рис. 1. Распределения характеристик материала лопатки – коэффициентов интенсивности напряжений K_I , K_{II} и K_{III} – были проанализированы с помощью программного обеспечения Ansys Mechanical [5, 6].

Для расчета были заданы следующие граничные условия:

- Центробежная сила: 5000 Н;
- Температура испытаний: 20°C
- Материал лопатки – сталь 20Х13;
- $E = 2 \cdot 10^5$ (МПа);
- $\nu = 0,3$ – Коэффициент Пуансона;

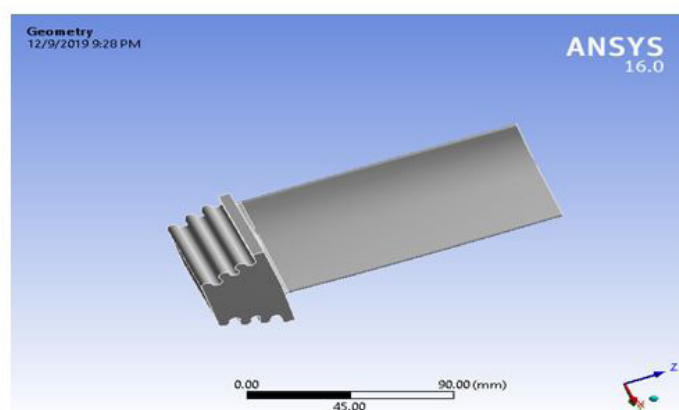


Рис. 1. Твёрдотельная модель лопатки

Fig. 1. Solid model of blades

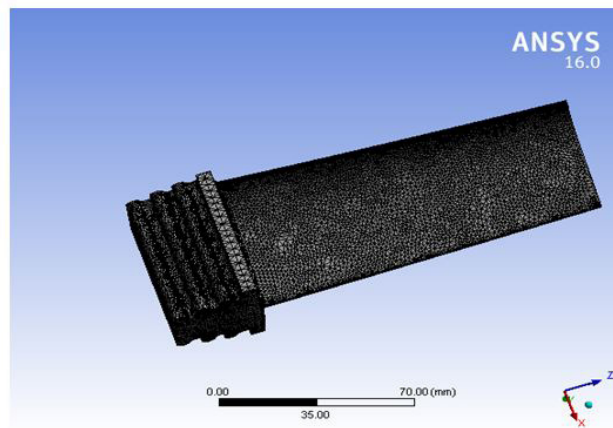


Рис. 2. Конечно-элементная модель исследуемой лопатки

Fig. 2. The finite element model of the blade

- На поверхностях зубьев хвостовика лопатки было задано условие неподвижного контакта с диском и условие закрепление *fixed support* (ограничение перемещений по трём осям);
- Число узлов сетки – 129911; число элементов сетки – 76192.

Основы традиционной механики разрушения:

В традиционной механике разрушения используется энергетический, математический подход, а именно:

1. Для распространения трещины необходима энергия.
2. Поля напряжений и деформация на вершине трещины определяются коэффициентами интенсивности напряжений (КИН) [7].

Таким образом, в традиционной механике разрушения рассматриваются три основных параметра, характеризующих процесс распространения трещины:

K: Коэффициенты интенсивности напряжений (КИН – SIFs);

G: Скорость высвобождения энергии;

J: J – Интеграл.

Модели разрушения:

Основные виды смещений берегов трещин показаны на рис. 4.

Коэффициенты интенсивности напряжений описывают интенсивность напряжений в случае наличия трещин как функционально зависимую величину от: размера трещины; геометрии; напряжений, присутствующих на некотором отдалении от трещины [8].

Поэтому в общем случае, рассматривая простое одноосное растяжение (усилие прикладывается перпендикулярно фронту трещины, рис. 3 – I), мы увидим, что коэффициент интенсивности напряжений при таком режиме нагружения K_I можно выразить следующей зависимостью [9]:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a},$$

где σ – источник напряжения на некотором удалении от дефекта; a – полная длина трещины [10].

Для того чтобы точно вычислить влияние пластических деформаций на величину G, нужно получить точное решение упругопластической задачи о поле напряжений при вершине трещины. Такое решение пока не получено, однако существует косвенный метод, в основе которого лежит J-интеграл [11].

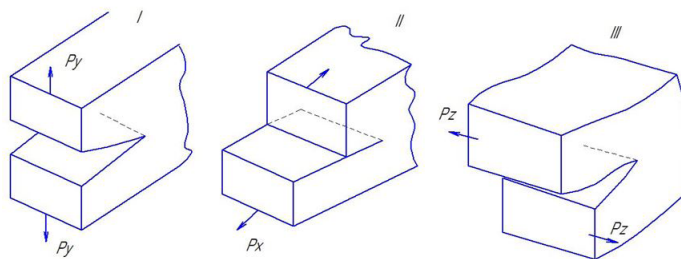


Рис. 3. Виды трещин: I – трещина отрыва или нормального разрыва ($K_I = \sigma_y \sqrt{\pi l}$);

II – трещина поперечного сдвига ($K_{II} = \tau_{yx} \sqrt{\pi l}$);

III – трещина продольного (антиплоского) сдвига ($K_{III} = \tau_{yz} \sqrt{\pi l}$)

Fig. 3. Types of cracks: I – crack separation or normal fracture ($K_I = \sigma_y \sqrt{\pi l}$);

II – transverse shear crack ($K_{II} = \tau_{yx} \sqrt{\pi l}$);

III – longitudinal (anti-flat) shear crack ($K_{III} = \tau_{yz} \sqrt{\pi l}$)

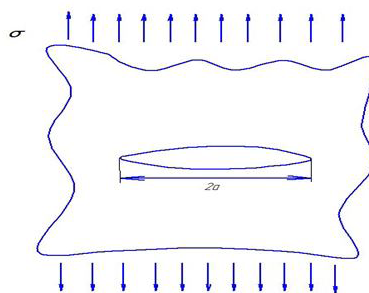


Рис. 4. Размеры трещины и напряжений, присутствующих на некотором отдалении от трещины

Fig. 4. The size of the crack and the stresses present at some distance from the crack

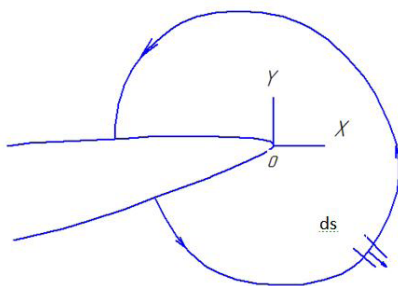


Рис. 5. J-интеграл замкнутого контура Γ

Fig. 5. J-integral closed contour G

$$J = \int_{\Gamma} (w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds),$$

где w – плотность энергии деформации, T_i – компоненты вектора напряжений, u_j – компоненты вектора перемещений, ds – часть замкнутого контура Γ .

В трёхмерных конструкциях с трещинами напряжённо-деформированное состояние приближается асимптотически к условиям плоской деформации лишь у линии фронта. Поэтому использование двухмерного J-интеграла возможно лишь в том случае, когда контур интегрирования выбирается в непосредственной близости от точки фронта трещины [12].

Кроме этого, энергия деформаций единицы объёма равна

$$W = W(x, y) = W(\varepsilon) = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}.$$

Можно показать, что если Γ — замкнутый контур, то $J = 0$. Характерной особенностью J-интеграла является его независимость от формы и размеров контура Γ (контур может быть как очень малым, так и совпадать с границей тела). Контур Γ может оказаться внутри пластической зоны, пересекать её или быть вне её — во всех случаях значение J-интеграла остаётся неизменным [13].

Внедрение трещины в сеточную модель инструментами пакета Ansys Mechanical

В настоящее время хорошо разработаны методы вычисления параметров механики разрушения лишь применительно к решению плоской задачи (при условиях плоской деформации или плоского напряжённого состояния). Однако трещины, возникающие в реальных конструкциях, имеют трёхмерный характер, что в значительной степени затрудняет определение коэффициента интенсивности напряжений и J-интеграла. В этом случае значения данных параметров могут изменяться вдоль фронта трещины.

Трещина в среде ANSYS Mechanical может быть определена с помощью инструмента Crack object, который позволяет задать параметры полуэллиптической и эллиптической стандартной трещины, внедрить ее в указанное место на трехмерной модели, а затем рассчитать ее характеристики с точки зрения механики разрушения [14].

Просмотр распределений параметров механики разрушения в трещине и ее окрестности проводится с помощью инструмента Fracture Tool, который позволяет рассчитать коэффициенты интенсивности напряжений (K_1 , K_2 , K_3) для разных типов разрушения и J-Интеграл (JINT) [15].

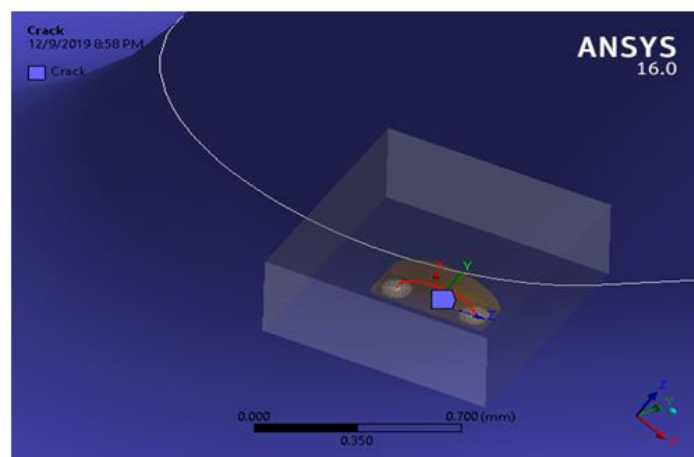


Рис. 6. Контур трещины
Fig. 6. The contour of the crack

В сеточную модель лопатки была внедрена модель трещины со следующими геометрическими параметрами: длина – 0.15 мм, глубина – 0.1 мм и максимальный радиус контура – 0.05 мм. Координаты точки центра трещины: (–19.705, –23.272, 2.2726). Трещина проецировалась на криволинейную поверхность лопатки. Рассматриваемая сеточная модель трещины является радиально-кольцевой со сгущением ближе к вершине.

Модель трещины, область с эллиптической трещиной создана с помощью инструментария CRACK в модуле Static Structural.

В результате образовалась конечно-элементная модель с эллиптической трещиной. Область с трещиной с радиально-кольцевой структурой показана на рис. 8г). Из рис. 8а,б видно, что в очень большом объеме лопатки выдерживает большое количество циклов больше чем миллион, но в некоторых областях количество циклов сильно меньше, при наличии трещины, минимальное число циклов нагружения до разрушения $N = 1959$ циклов, в то время как для целой лопатки этот минимум составил $N = 3,4 \cdot 10^5$.

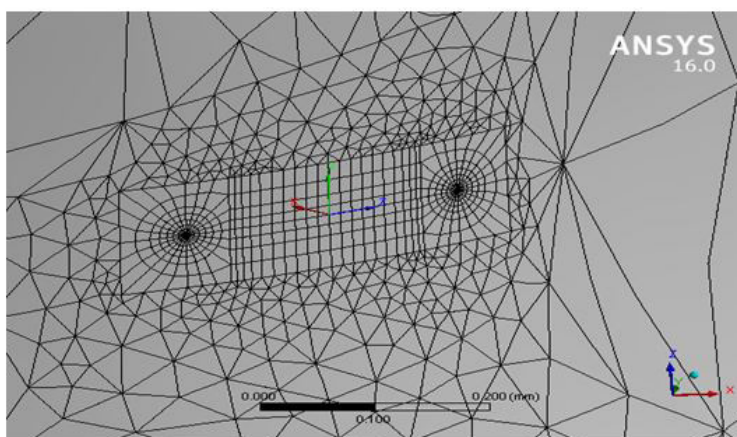


Рис. 7. Сгущение сеточной модели в окрестности трещины
Fig. 7. The refinement of the mesh model in the vicinity of the crack

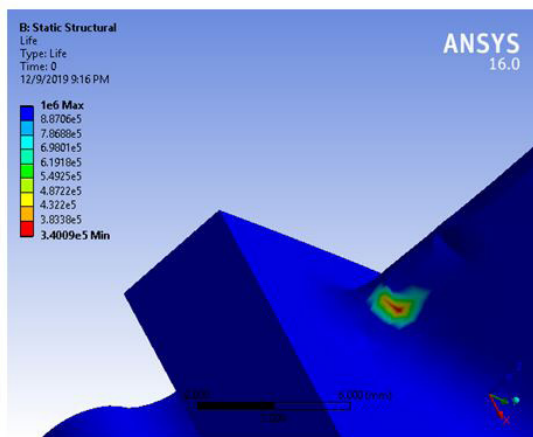


Рис. 8а. Распределение значений числа циклов до разрушения лопатки при отсутствии трещины
Fig. 8a. The distribution of the number of cycles to the destruction of the blade in the absence of cracks

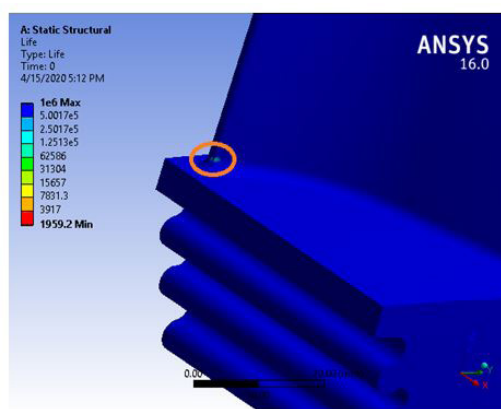


Рис. 8б. Распределение значений числа циклов до разрушения лопатки при наличии трещины
Fig. 8b. The distribution of the number of cycles to the destruction of the blade in the presence of a crack

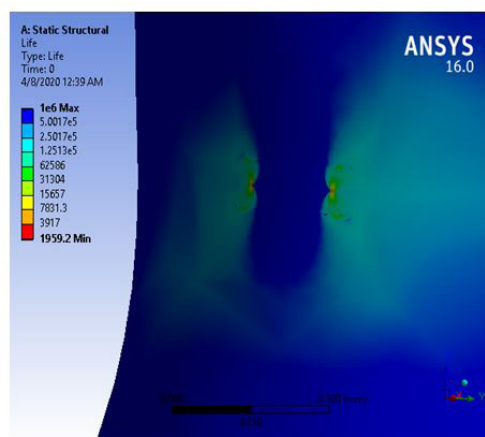


Рис. 8в. Место внешней области при наличии трещины
Fig. 8c. The location of the outer area in the presence of a crack

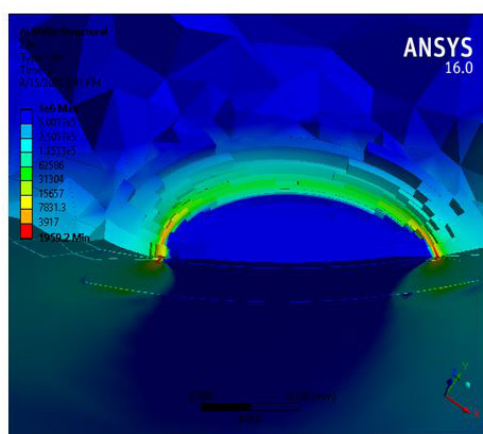


Рис. 8г. Место внутреннего поля распределения значений числа циклов до разрушения лопатки при наличии трещины
Fig. 8g. The place of the inner area of the distribution of the values of the number of cycles until the destruction of the blade in the presence of a crack

Число циклов нагружения, при котором происходит разрушение материала, называется предельным. Уравнение для вычисления числа циклов до разрушения [16]:

$$\varepsilon_p N^a = M,$$

где ε_p — пластическая деформация за цикл; N — число циклов до разрушения; M, a — константы материала. Численный расчет производился по модели МЦУ (много-циклового усталости).

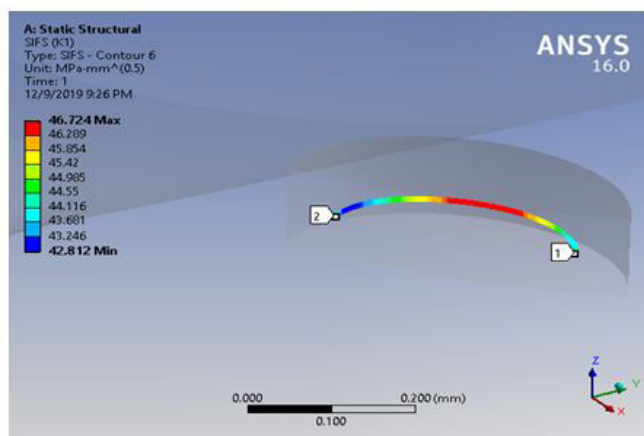


Рис. 9. Эпюра значений коэффициента интенсивности напряжений на одном из выбранных контуров трещины
Fig. 9. The plot of the values of the coefficient of stress intensity on one of the selected contours of the crack

Параметры механики разрушения выводятся вдоль всего фронта трещины. Точки 1 и 2 в графическом окне соответствуют началу и концу фронта трещины [17]. Стартовая точка фронта трещины обозначается началом отсчета в графическом окне. Конец фронта соответствует максимальному расстоянию вдоль фронта трещины.

На рис. 10 показано распределение вдоль выбранных контуров трещины значений интеграла. J-интеграл (JINT) вычисляется численным интегрированием по контуру [18].

Максимальную величину J-интеграл принимает в средней части шестого контура: 0,00989 мДж/мм², длине $a_1 = 0,175$ мм, а минимальное значение J-интеграл принимает в конце первого контура: 0,0081843 мДж/мм² при соответствующей длине трещины $a_1 = 0,344$ мм.

На рис. 11 можно видеть распределение величины K_I вдоль каждого из шести контуров при разрушении раскрытием. Максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений K_I принимает на шестом контуре: 46,724 МПа×мм^{1/2} на длине трещины $a = 0,181$.

K_2 — коэффициент интенсивности напряжения для условий нагрузки, при которых края трещины смещаются в плоскости трещины нормально относительно фронта распространения трещины (также известна как поперечно-сдвиговая мода деформации). Максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений K_2 находится в третьем контуре 2,5665 МПа×мм^{1/2} при полной длине трещины $a = 0,375$ мм.

K_3 — коэффициент интенсивности напряжения для условий нагрузки, при котором края трещины смещаются в плоскости трещины параллельно относительно фронта распространения трещины (трещина продольного, антиплоского сдвига, рис. 3). Максимальные значения коэффициент интенсивности напряжений K_3 принимает на шестом, пятом и четвертом контурах: 6,673 МПа×мм^{1/2} при полной длине трещины $a = 0,375$ мм.

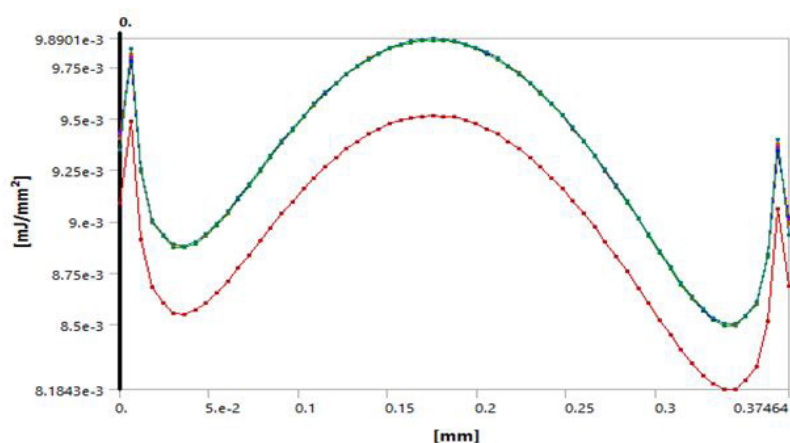


Рис. 10. J-интегралы вдоль фронта трещины для всех 6 контуров
Fig. 10. J-integrals along the crack front for all 6 contours

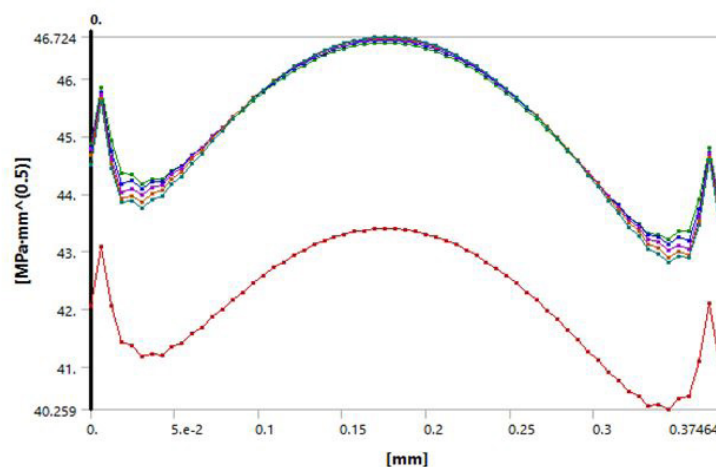


Рис. 11. Значения коэффициентов интенсивности напряжений по I типу разрушения K_I
Fig. 11. Values of stress intensity factors of type I fracture K_I

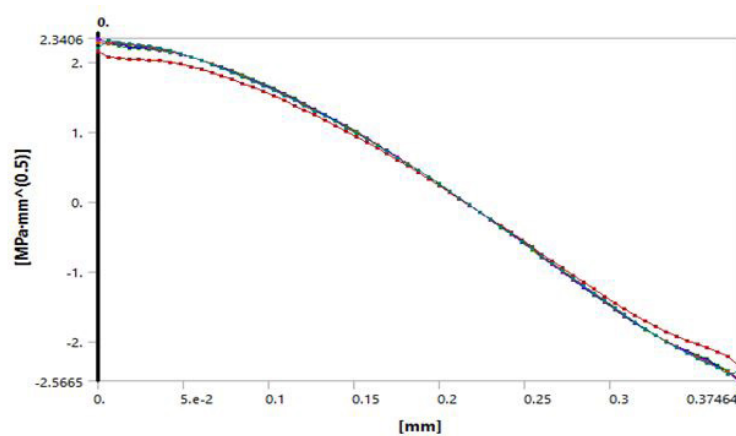


Рис. 12. Значения коэффициентов интенсивности напряжений по II типу разрушения K_{II}
Fig. 12. Values of stress intensity factors of type II fracture K_{II}

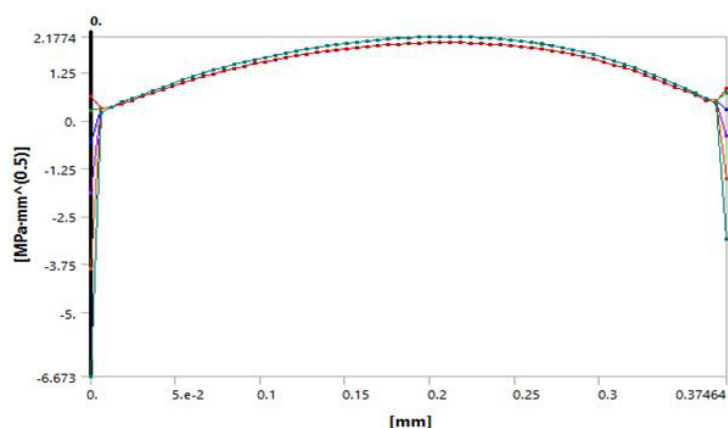


Рис. 13. Значения коэффициентов интенсивности напряжений по III типу разрушения K_3
 Fig. 13. Values of stress intensity factors of type III fracture K_3

Выводы

1) С использованием инструментов механики разрушения Crack Object в приложении Ansys Mechanical, были получены основные параметры механики разрушения (значения J-интеграла по контурам и коэффициенты интенсивности напряжений при вершине трещины) для лопатки газовой турбины при наличии трещины в сечении одной из рабочих лопаток.

2) Из рис. 8а,б видно что при наличии трещины, число минимальное циклов нагружения до разрушения равно $N = 1959$ циклов, в то время как для случая без трещины это число циклов составило $N = 3,4 \cdot 10^5$.

3) Для оценки опасности трещин выполнен трехмерный численный эксперимент, который состоит из моделирования и последующего расчета методом конечного элемента. Определены коэффициенты интенсивности напряжений первого, второго и третьего рода и энергетического интеграла с учетом формы трещины. $K_{I\max}$: 46,724 МПа $\times$ мм $^{1/2}$ при $a = 0,181$ мм. $K_{2\max}$: 2,5665 МПа $\times$ мм $^{1/2}$ при $a = 0,375$ мм. $K_{3\max}$: 6,1774 МПа $\times$ мм $^{1/2}$ при $a = 0,375$ мм. Максимальное значение J-интеграла находится в шестом контуре 0,00989 мДж/мм 2 при полной длине трещины $a = 0,175$ мм, а минимальное значение J-интеграла находится в первом – контуре 0,0081843 мДж/мм 2 при полной длине трещины $a = 0,344$ мм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Meher-Homji B., Gabriles G. Gas turbine blade failures—causes avoidance and troubleshooting. In: Proceedings of the 27th Turbomachinery Symposium. Texas A&M University, College Station, Texas. 2016, pp. 129–80.
- [2] Ralston F., Michael I.F. Fracture and modal analysis simulation of a gas turbine compressor blade and bladed disk system. 2016.
- [3] Poursaeidi E., Bakhtiari H. Fatigue crack growth simulation in a first stage of compressor blade. Eng Fail Anal. 2014;45:314–25.
- [4] Семенов А.С., Семенов С.Г., Гецов Л.Б. Методы расчетного определения скорости роста трещин усталости, ползучести и термоусталости в поли- и монокристаллических лопатках ГТУ // Проблемы прочности. 2015. № 2. С. 61–87.
- [5] Shukla A., Harsha S.P. An experimental and FEM modal analysis of cracked and normal steam turbine blade. Mater Today Proc. 2015;2(4–5):2056–63.

- [6] **Liu C., Jiang D.** Crack modeling of rotating blades with cracked hexahedral finite element method. *Mech Syst Signal Process.* 2014;46(2):406–23.
- [7] **Fernandes, Sami El-Borgi, Khaled Ahmed, Michael I.** Friswell and Nidhal Jamia Static fracture and modal analysis simulation of a gas turbine compressor blade and bladed disk system. *Ralston. Fernandes et al. Adv. Model. and Simul. in Eng. Sci.* (2016) 3:30 DOI: 10.1186/s40323-016-0083-7 RESEARCH ARTICLE Open Access.
- [8] **Арсеньев Л.В., Тырышкин В.Г.** Стационарные газотурбинные установки. Справочник. — Л.: Машиностроение. 1989. 543 с.
- [9] **Witek L.** Simulation of crack growth in the compressor blade subjected to resonant vibration using hybrid method. *Eng Fail Anal.* 2015;49:57–66.
- [10] **Климов А.Н.** (ИЦ «Газотурбинные технологии», г. Москва). Модернизация ГТЭ-110. LXV научно-техническая сессия по проблемам газовых турбин и парогазовых установок “Фундаментальные проблемы исследований, разработок и реализации научных достижений в области газовых турбин в российской экономике”: сборник докладов, г. Санкт-Петербург, 18-19 сентября 2018 г., ОАО “ВТИ”, 2018 г.
- [11] **Shiryayev O.V., Slater J.C., Brown J.** Feasibility of using nonlinear response features for crack detection in turbomachinery components. *AIAA J.* 2016;51(9):2290–4.
- [12] **Скворцов Ю.В., Глушков С.В.** Моделирование несквозных поверхностных трещин в тонкостенных конструкциях. 2011.
- [13] **Николаева Е.А.** Основы механики разрушения. Издательство Пермского государственного технического университета. 2010.
- [14] **Wawrzynek P.A., Carter B.J., Ingrae A.R.** Advances in simulation of arbitrary 3D crack growth using FRANC3D/NG. In: *Proceedings of the 12th International Congress on Fracture ICF12, Inc. Academic Research, Help System, Modal Analysis Guide.* 2015.
- [15] **Kirthan L.J., Hegde R., Suresh B.S., Kumar R.G.** Computational analysis of fatigue crack growth based on stress intensity factor approach in axial flow compressor blades. *Proc Mater Sci.* 2015;5:387–97.
- [16] **Терентьев В.Ф., Петухов А.Н.** Усталость высокопрочных металлических материалов. М.: ЦИАМ, 2013. 515 с.
- [17] **Saito A., Castanier M.P., Pierre C.** Effects of a cracked blade on mistuned turbine engine rotor vibration. *J. Vib. Acoust.* 2006;131(6):061006.
- [18] **Fang X., Tang J., Jordan E., Murphy K.D.** Crack induced vibration localization in simplified bladed-disk structures. *J Sound Vib.* 2015;291(1–2):395–418.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

НГУЕН Нгок Тхуан — *PhD, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, PhD.*
E-mail: nnthuan.sant@yahoo.com

КОЛЕНЬКО Григорий Сергеевич — *аспирант, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.*
E-mail: gidrat@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 27.11.2019

REFERENCES

- [1] **B. Meher-Homji, G. Gabriles**, Gas turbine blade failures-causes avoidance and troubleshooting. In: Proceedings of the 27th Turbomachinery Symposium. Texas A&M University, College Station, Texas. 2016, pp. 129–80.
- [2] **Ralston Fernandes, Michael Ian Friswell**, Fracture and modal analysis simulation of a gas turbine compressor blade and bladed disk system. 2016.
- [3] **E. Poursaeidi, H. Bakhtiari**, Fatigue crack growth simulation in a first stage of compressor blade. Eng Fail Anal. 2014;45:314–25.
- [4] **A.S. Semenov, S.G. Semenov, L.B. Getsov**, Metody raschetnogo opredeleniya skorosti rosta treshchin ustalosti, polzuchesti i termoustalosti v poli- i monokristallicheskikh lopatkakh GTU // Problemy prochnosti. 2015. № 2. S. 61–87.
- [5] **A. Shukla, S.P. Harsha**, An experimental and FEM modal analysis of cracked and normal steam turbine blade. Mater Today Proc. 2015;2(4–5):2056–63.
- [6] **C. Liu, D. Jiang**, Crack modeling of rotating blades with cracked hexahedral finite element method. Mech Syst Signal Process. 2014;46(2):406–23.
- [7] **Fernandes, El-Borgi Sami, A. Khaled, I. Michael**, Friswell and Nidhal Jamia Static fracture and modal analysis simulation of a gas turbine compressor blade and bladed disk system Ralston. Fernandes et al. Adv. Model. and Simul. in Eng. Sci. (2016) 3:30 DOI 10.1186/s40323-016-0083-7 RESEARCH ARTICLE Open Access.
- [8] **L.V. Arsenyev, V.G. Tyryshkin**, Statsionarnyye gazoturbinnyye ustanovki. Spravochnik. – L.: Mashinostroyeniye, 1989, 543 s.
- [9] **L. Witek**, Simulation of crack growth in the compressor blade subjected to resonant vibration using hybrid method. Eng Fail Anal. 2015;49:57–66.
- [10] **A.N. Klimov**, (ITs «Gazoturbinnyye tekhnologii, g. Moskva). Modernizatsiya GTE-110. LXV nauchno-tekhnicheskaya sessiya po problemam gazovykh turbin i parogazovykh ustanovok “Fundamentalnyye problemy issledovaniy, razrabotok i realizatsii nauchnykh dostizheniy v oblasti gazovykh turbin v rossiyskoy ekonomike”: sbornik dokladov, g. Sankt-Peterburg, 18-19 sentyabrya 2018 g., OAO “VTI”, 2018 g.
- [11] **O.V. Shirayev, J.C. Slater, J. Brown**, Feasibility of using nonlinear response features for crack detection in turbomachinery components. AIAA J. 2016;51(9):2290–4.
- [12] **Yu.V. Skvortsov, S.V. Glushkov**, Modelirovaniye neskvoznykh poverkhnostnykh treshchin v tonkostennykh konstruktivakh. 2011.
- [13] **Ye.A. Nikolayeva**, Osnovy mekhaniki razrusheniya. Izdatelstvo Permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. 2010.
- [14] **P.A. Wawrzynek, B.J. Carter, A.R. Ingrae**, Advances in simulation of arbitrary 3D crack growth using FRANC3D/NG. In: Proceedings of the 12th International Congress on Fracture ICF12, Inc. Academic Research, Help System, Modal Analysis Guide. 2015.
- [15] **L.J. Kirthan, R. Hegde, B.S. Suresh, R.G. Kumar**, Computational analysis of fatigue crack growth based on stress intensity factor approach in axial flow compressor blades. Proc Mater Sci. 2015;5:387–97.
- [16] **V.F. Terentyev, A.N. Petukhov**, Ustalost vysokoprochnykh metallicheskh materialov. M.: TsIAM, 2013. 515 s.
- [17] **A. Saito, M.P. Castanier, C. Pierre**, Effects of a cracked blade on mistuned turbine engine rotor vibration. J Vib Acoust. 2006;131(6):061006.
- [18] **X. Fang, J. Tang, E. Jordan, K.D. Murphy**, Crack induced vibration localization in simplified bladed-disk structures. J Sound Vib. 2015;291(1–2):395–418.

THE AUTHORS

NGUYEN Ngoc T. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: chinnhan88@gmail.com

KOLENKO Grigoriy S. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: gidrat@mail.ru

Received: 27.11.2019

DOI: 10.18721/JEST.26305

УДК 546.32

А.Г. Морачевский, А.А. Попович

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

ПЕРЕЗАРЯЖАЕМЫЕ ИСТОЧНИКИ ТОКА НА ОСНОВЕ КАЛИЯ И ЕГО СОЕДИНЕНИЙ

В 2019 г. Нобелевская премия по химии присуждена «За разработку литий-ионных батарей». Лауреатами премии стали John Goodenough (США), Stanley Wittengham (США), Akira Yoshino (Япония) за исследования, выполненные 35-45 лет тому назад, в 1975-1985 гг. Их работы в области обратимой интеркаляции ионов лития в слоистые структуры послужили основой для создания литий-ионных аккумуляторов, производство которых началось в 1991 г. В последующие почти тридцать лет во многих сотнях работ предлагали различные новые анодные и катодные материалы, электролиты для этого класса перезаряжаемых источников тока. В XXI веке, исходя из тех же принципов, начались широкомасштабные исследования натрий-ионных аккумуляторов. Приблизительно с 2012 г. стал проявляться устойчивый интерес к магний-ионным аккумуляторам. В 2015 г. появился ряд исследований калий-ионных аккумуляторов, число работ, им посвященных, начало стремительно расти (Китай, США, Австралия, Республика Корея и др.). Параллельно во втором десятилетии XXI века начали активно изучаться для комнатной температуры перезаряжаемые батареи, построенные по другому принципу: их основу составляли системы щелочной металл-халькоген или щелочной металл-кислород. В данном небольшом обзоре мы предприняли попытку кратко рассказать об исследованиях перезаряжаемых источников тока с участием калия, активно проводившихся в самые последние годы (2017-2019). Ввиду огромного числа экспериментальных исследований приходится, в основном, базироваться на обзорных работах этих лет.

Ключевые слова: перезаряжаемые источники тока, калий и его соединения, калий-ионные аккумуляторы, система калий-сера, система калий-кислород.

Ссылка при цитировании:

Морачевский А.Г., Попович А.А. Перезаряжаемые источники тока на основе калия и его соединений // Материаловедение. Энергетика. 2020. Т. 26, № 3. С. 70–79. DOI: 10.18721/JEST.26305

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

A.G. Morachevskiy, A.A. Popovich

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

RECHARGEABLE CURRENT SOURCES BASED ON POTASSIUM AND ITS COMPOUNDS

In 2019, the Nobel Prize in Chemistry was awarded for “the development of lithium-ion batteries”. John Goodenough (USA), Stanley Wittengham (USA) and Akira Yoshino (Japan) became the laureates of the prize for the research carried out 35-45 years ago, in 1975-1985. Their work in the field of reversible intercalation of lithium ions into layered structures served as the basis for the creation of lithium-ion batteries, the production of which began in 1991. In the next almost thirty years, in many hundreds of works, there were various new anode and cathode materials, electrolytes proposed for this class of rechargeable sources. In the 21st century, based

on the same principles, large-scale studies of sodium-ion batteries began. Since about 2012, there has been a steady interest in magnesium-ion batteries. In 2015, a number of studies of potassium-ion batteries appeared, the number of works devoted to them began to grow rapidly (China, USA, Australia, Republic of Korea, etc.). At the same time, in the second decade of the 21st century, rechargeable batteries for room temperature, built according to a different principle, became the focus of active studies: they were based on the alkali metal-chalcogen or alkali metal-oxygen systems. In this small review, we attempted to briefly describe the studies of rechargeable power sources involving potassium actively carried out in the most recent years (2017-2019). In view of the large number of experimental studies, the research was mainly based on the review papers of these years.

Keywords: rechargeable current sources, potassium and its compounds, potassium-ion batteries, potassium-sulfur system, potassium-oxygen system.

Citation:

A.G. Morachevskiy, A.A. Popovich, Rechargeable current sources based on potassium and its compounds, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 70–79, DOI: 10.18721/JEST.26305

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

Введение. Литий-ионные аккумуляторы (ЛИА) впервые появились на рынке в 1991 г., их производство быстро росло, сами аккумуляторы совершенствовались, цены на них снижались. Если в 2010 г. в мире было выпущено ЛИА с общим энергозапасом 22 млрд. ватт-часов, то в 2015 г. энергозапас составлял уже 53 млрд. ватт-часов и в последующие годы продолжался столь же быстрый рост. История развития ЛИА, их перспективы в будущем рассмотрены в обзоре [1] (331 ссылка на оригинальные работы). Требования к аккумуляторам разнообразны и постоянно растут. Если потребности портативной электронной аппаратуры пока удовлетворяются ЛИА, то для развивающихся различных индивидуальных транспортных средств (электросамокаты, моноколеса), для электромобилей, пассажирских дронов требуются легкие, компактные аккумуляторы с высокой плотностью энергии, не содержащие дорогостоящего лития, дефицит которого может стать ощутимым уже в ближайшие десятилетия. Особые требования предъявляются к стационарным аккумуляторам – накопителям энергии [2].

Все это привело в XXI веке к изучению широкого круга электрохимических систем, пригодных для создания эффективных перезаряжаемых химических источников тока (ХИТ). В начале века ведущее положение продолжали занимать исследования ХИТ с участием лития [1], но во втором десятилетии появились работы, посвященные натрий-ионным, магний-ионным, алюминий-ионным, калий-ионным аккумуляторам (КИА) [3–6], изучались системы щелочной металл – халькоген, щелочной металл – кислород.

Калий входит в число восьми наиболее распространенных элементов в земной коре (O, Si, Al, Fe, Ca, Na, K, Mg), его природные ресурсы огромны.

Первое исследование КИА было выполнено еще в 2004 г. [6], но тогда это направление не получило дальнейшего развития. Широкомасштабные работы начали публиковаться с 2015 г., причем их развитие протекало столь интенсивно, что уже в 2017-2020 гг. по калиевой тематике появились сотни экспериментальных исследований, обобщающие работы, крупные обзоры. Наша задача – краткая информация об этом огромном потоке исследований.

В одном из первых обзоров [7] (152 ссылки), представленном в 2017 г. авторами из Австралии, подробно обсуждаются электродные материалы для КИА, пригодные для комнатной температуры. В качестве основных материалов для отрицательного электрода (анода) рассматриваются графит, графен, другие углеродные материалы, металлы (олово, сурьма), слоистое оксидное соединение $K_2Ti_8O_{17}$. На основании экспериментальных данных и расчетов авторы [7] приводят

следующие приблизительные значения удельной обратимой емкости ($\text{mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$) для анодных материалов: графит – 200, графен – 300, олово – 150, сурьма – 250, титанат – 110. В качестве материалов для положительного электрода (катода) в обзоре обсуждаются слоистые материалы: K_xMnO_2 , K_2CoO_2 , цианидные, фосфатные, органические соединения. Их удельные емкости лежат в пределах от 60 до 150 $\text{mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$. В обзоре приведены также краткие сведения о батареях на основе систем калий – сера и калий – кислород (воздух).

В совместной работе авторов из США и Испании [8] (109 ссылок) также отмечается прогресс в исследованиях КИА, достигнутый в 2015–2017 гг. При этом обращается внимание, что по данным компании *International Energy Outlook 2016*, мировой рост потребления энергии за период с 2012 по 2040 гг. составит 48 %. В связи с ростом энергопотребления возрастает роль стационарных систем хранения энергии (stationary energy storage systems, ESS). Для такого рода крупных стационарных установок важную роль играет стоимость материалов, потребных для их сооружения и эксплуатации.

В качестве анодных материалов в обзоре [8] рассматриваются графит, другие углеродные материалы, сплавы и соединения калия с различными элементами (Sn, Sb, P), интеркаляционные соединения ($\text{K}_2\text{Ti}_4\text{O}_9$, KMoS_2), органические соединения, оксиды (Co_3O_4 , Fe_2O_3). В ряде исследований анодным материалом служил графен.

Катодные материалы менее разнообразны. Преимущественно обсуждаются гексацианометаллаты и оксиды переходных металлов, имеющие слоистую структуру. Заключительная часть обзора посвящена перспективам развития КИА.

В небольшом, но содержательном обзоре [9] (156 ссылок), авторы – из Великобритании и США, наряду с КИА, кратко упоминаются исследования батарей на основе систем калий – сера и калий – кислород (воздух). Перезаряжаемые калиевые батареи классифицируются следующим образом: а) калий-ионные аккумуляторы, б) аккумуляторы с участием металлического калия – калий – сера и калий – кислород (воздух). Можно отметить, что к последней группе в дальнейшем присоединились аккумуляторы на основе системы калий – селен [10].

В зависимости от природы электролита калий-ионные аккумуляторы подразделяются на КИА с неводным и КИА с водным электролитами. Соответственно используются различные катодные материалы [9].

По тематике, относящейся к КИА, в 2017 г. опубликованы еще две обобщающие работы, но более узкие по содержанию [11, 12].

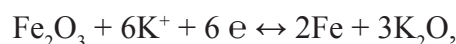
В обширном обзоре [13] (197 ссылок), авторы из Республики Корея, обсужден достигнутый к 2018 г. прогресс в исследованиях перезаряжаемых калиевых батарей (из общего числа ссылок – 65 на работы, опубликованные в 2017 г. и 18 – на работы, опубликованные в начале 2018 г.). В обзоре преимущественно рассматриваются КИА (86 % текста), однако небольшие самостоятельные разделы отводятся батареям на основе систем калий – сера и калий – кислород. В разделе, посвященном КИА, последовательно обсуждаются катодные и анодные материалы, электролиты, связующие вещества при изготовлении электродов, полностью готовые батареи (*potassium – ion full cells*).

Среди катодных материалов в обзоре [13] первое место отводится слоистым оксидным системам K_xCoO_2 , $\text{K}_x\text{Na}_y\text{CrO}_2$. Обсуждаются также фосфатные системы на основе FePO_4 , соединения с участием ванадия, например, $\text{K}_3\text{V}_2(\text{PO}_4)_3$, аналоги соединения *prussian blue* $\text{KFe}^{3+}[\text{Fe}^{2+}(\text{CN})_6]$. Результаты исследований катодных материалов представлены в виде большого числа таблиц и графиков. Обсуждение очень детальное.

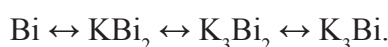
Анодные материалы в обзоре [13] подразделяются на интеркаляционные (*intercalation anodes*), конверсионные (*conversion anodes*) и сплавобразующие (*alloying anodes*). В большинстве рассмотренных в обзоре [13] экспериментальных исследований применялись интеркаляционные аноды, электродная реакция в которых сводится к внедрению ионов калия в кристаллическую решетку

анодного материала. В число таких анодных материалов входят различные сорта углерода, преимущественно пористого, графит, графен, в ряде работ допированный различными элементами. К этой же группе анодных материалов относятся ряд титанатов ($K_2Ti_4O_9$, $K_2Ti_8O_{17}$), карбид титана (Ti_3C_2), сульфид молибдена (MoS_2).

Примером конверсионного анодного материала может служить гибридный композит $Co_3O_4 - Fe_2O_3 - C$, электрохимические процессы протекают по следующим схемам:



Анодные процессы, связанные со сплавообразованием, изучались для электродов из германия, олова, сурьмы, висмута, свинца, фосфора [13]. В системе $K - Sn$ образуется целый ряд соединений: K_2Sn , KSn , K_2Sn_3 , KSn_2 и K_4Sn_{23} . Если конечным продуктом в процессе сплавообразования будет соединение KSn , то расчетная удельная емкость составит $226 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$. В случае использования композита $Sn - C$, удельная емкость снижается до $170 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$. В системе $K - Sb$ образуются четыре фазы: KSb_2 , KSb , K_5Sb_4 , K_3Sb , которые имеют теоретическую удельную емкость: 110, 220, 275, и $600 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$ соответственно. В обзоре [13] приводятся сведения об экспериментальных исследованиях КИА с анодами из перечисленных выше элементов и их композитов с углеродными материалами. Особенно подробно на основании имеющихся в литературе сведений описан процесс сплавообразования (*Alloy*) и обратный процесс (*De - Alloy*) для висмутового анода. Процесс имеет следующие стадии:



Переход от висмута к соединению K_3Bi сопровождается четырехкратным увеличением объема (406 %).

Как уже отмечалось, в обзоре [13] отдельные разделы посвящены калиевым батареям на основе систем $K - S$ и $K - O_2$.

В 2018 г., кроме обзора [13], опубликованы еще три обобщающих работы, относящихся к КИА, но существенно меньшие по объему, чем обзор [13], в них рассматриваются частные проблемы [14–16].

Достижениям в изучении высокоэффективных КИА, перспективам инженерных решений для их дальнейшего развития посвящен небольшой обзор авторов из Австралии [17] (100 ссылок), опубликованный в мае 2019 г.

Отмечаются положительные качества (высокая плотность энергии, хорошая циклируемость) КИА, их перспективы в будущем.

Согласно приводимым в обзоре [17] оценкам гравиметрическая плотность энергии КИА лежит в пределах от 120 до $160 \text{ Вт} \cdot \text{ч} \cdot \text{кг}^{-1}$, волюметрическая плотность энергии — от 250 до $450 \text{ Вт} \cdot \text{ч} \cdot \text{л}^{-1}$. Уступая ЛИА по первому показателю, КИА не уступают по второму.

Ионы калия имеют наименьший по сравнению с ионами Li^+ и Na^+ ионный радиус в пропиленкарбонате, наиболее распространенном апротонном растворителе.

В обзоре [17] по данным *Google Scholar* по состоянию на январь 2019 г. указывается доленое участие различных стран в публикации работ в области КИА: Китай 46 %, США 20 %, Австралия 15,2 %, Европа 2,5 %, Корея + Япония + Индия 8,8 %, прочие страны 7,5 %. В России работ по такой тематике не велось.

Крупный обзор, полностью посвященный КИА, опубликован (принят к печати в июле 2019 г.) японскими авторами [18] (477 ссылок). Из этого числа 397 ссылок на работы XXI века. Работы

прошлого века (80 ссылок) преимущественно посвящены общим вопросам интеркаляции ионов щелочных металлов, включая калий, в слоистые структуры. Из рассматриваемых работ, опубликованных в XXI веке, 64 относится к 2017 г., 100 к 2018 , 66 — к первой половине 2019 г. Описание материалов для отрицательного и положительного электродов очень подробное, но по охвату конкретных объектов существенно не отличается от обзоров предыдущих лет. Авторы подчеркивают, что в самые последние годы (2017–2019) КИА уделяется значительное внимание, и они рассматриваются как реальная альтернатива ЛИА. Проведенные широкомасштабные исследования КИА в указанные выше годы более четко выявили ряд их преимуществ. К ним, в частности, относится более высокое по сравнению с другими щелочными металлами, разрядное напряжение, более высокая скорость перемещения ионов калия в применяемых электролитах. Однако главным преимуществом по сравнению с ЛИА остаются широкое распространение калия в природе и соответственно более низкая стоимость металла и его важнейших солей.

Обзор авторов из Китая и Сингапура [19] (155 ссылок) имеет более узкую направленность, чем [18], но отражает интерес к изучению КИА: 105 ссылок (67,2 %) относятся к статьям, опубликованным в 2017–2019 гг. Обзор суммирует исследования КИА с электродами, содержащими в том или ином виде фосфор. В основе катодных материалов лежат фосфаты, начиная с FePO_4 , различной сложности (KVF_2O_7 , KVOPO_4 и др.). Катоде из FePO_4 имеют разрядную емкость $156 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$, но после 50 циклов сохраняют только 70 % ее. Введение в состав катодного материала ванадия значительно улучшает сохранение исходной емкости при циклировании. В качестве анодных фосфорсодержащих материалов изучалось применение композитов фосфор-углерод, фосфидов олова Sn_4P_3 — C, германия GeP_5 , ряда других соединений. Авторы отмечают перспективность применения фосфорсодержащих соединений в качестве электродных материалов в КИА.

В большом обзоре китайских авторов [20] (213 ссылок) обсуждается прогресс в развитии исследований КИА в последние годы, 62 % цитированных работ относится к периоду 2017–2019 гг. В обзоре подробно рассмотрены структура, свойства, электрохимические характеристики анодных и катодных материалов практически тех же, что и в предшествующих обзорах, но с учетом более поздних исследований. В табличной форме приводятся сведения о 34 анодных и 23 катодных материалах: их исходная обратимая емкость ($\text{mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$) средняя величина напряжения (В), емкость при определенной плотности тока ($\text{mA} \cdot \text{г}^{-1}$), потеря исходной емкости после указанного числа циклов. При составлении таблицы преимущественно использованы экспериментальные исследования последних лет.

В обзорах [7, 9, 13, 18] сообщаются некоторые сведения о ХИТ на основе системы К — S, им посвящено большое число экспериментальных исследований в последние годы. Сера широко распространена в природе, является побочным продуктом ряда металлургических и нефтехимических производств. Благодаря низкой цене, высокой теоретической удельной энергии она является привлекательным катодным материалом для ХИТ с участием щелочных металлов. Успехи материаловедения, наноматериалы, графен, углеродные материалы различной пористости позволили в XXI веке конструировать и испытывать ХИТ на основе щелочной металл-сера для комнатной температуры. В работе [21], вероятно, впервые изучалась батарея на основе системы К — S для комнатной температуры. Анодом служил металлический калий, катод — композит серы и углерода. Конечным продуктом разряда был сульфид K_2S_3 . Исходная емкость составляла $512,7 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$, однако после 50 циклов при плотности тока $50 \text{ mA} \cdot \text{г}^{-1}$ емкость значительно уменьшалась. В дальнейшем в ряде работ, опубликованных в 2017–2019 гг., принимались меры для повышения эффективности батарей на основе системы К — S которые сводились, в частности, к замене в качестве анодного материала калиевого электрода в твердом состоянии жидким сплавом калий-натрий, к разряду с конечным продуктом K_2S_2 , K_2S .

Обзоров, специально посвященных ХИТ на основе системы К — S, пока нет. Мы очень кратко рассмотрим несколько исследований в этой области, опубликованных в 2019 г. [22–26]. При-

чиной относительно невысоких удельной обратимой емкости и напряжения батарей на основе системы К — S является образование в качестве продукта разряда K_2S_3 . В работе [22] показана возможность значительно повысить энергетические показатели путем применения эффективного катализатора, ускоряющего образование при разряде K_2S . Это позволяет достичь удельной емкости $922 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$ (в расчете на серу), повысить напряжение с 1,5В до 1,9В. Достижимая удельная энергия составляет $1779 \text{ Вт} \cdot \text{ч} \cdot \text{кг}^{-1}$ (в расчете на серу). Авторами также выполнен комплекс структурных исследований. В работе [23], чтобы избежать образования дендритов в батарее на основе системы К — S при комнатной температуре применялся жидкий сплав К — Na. Его состав варьировался в пределах от 41,8 до 90,8 мас. % К. Катодом служил нанокомпозит, содержащий серу и полиакрилонитрил. Батарея имела емкость $513 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$, после циклирования (100 циклов) при плотности тока $35 \text{ mA} \cdot \text{г}^{-1}$ сохранялась емкость $490 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$ (95,5 % от исходной).

В работе [24] описан оригинальный метод приготовления серного катода (*Confined and covalent sulfur, CCS*) путем длительного высокотемпературного ($350\text{--}500^\circ\text{C}$, 10 ч) синтеза из изополиакрилонитрила и серы. При его циклировании (300 циклов) сохраняется 86,3 % исходной емкости. В работе [25] показана возможность значительного повышения энергетических характеристик батареи на основе системы К — S используя электролит с высокой концентрацией сложных калийсодержащих органических солей (до 5 М). Процесс разряда в общем случае описывается рядом последовательных стадий: $S_8 \leftrightarrow K_2S_6 \leftrightarrow K_2S_5 \leftrightarrow K_2S_4 \leftrightarrow K_2S_3$. Высокая концентрация основного компонента в электролите способствует уменьшению самопроизвольного растворения полисульфидов калия в электролите, позволяет достигаемые на каждой стадии энергетические характеристики приблизить к теоретическим значениям, повысить суммарные показатели батареи.

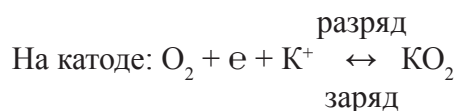
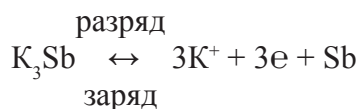
Большой интерес представляет применение в батареях на основе системы калий — сера в качестве катодного материала микропористого углерода, пропитанного серой [26]. Молекула серы при этом становится не S_8 , как обычно, а S_n ($n \leq 3$). Обратимая емкость достигать $1200 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$ и после 150 циклов составлять $870 \text{ mA} \cdot \text{ч} \cdot \text{г}^{-1}$ (72 % от исходной емкости). Обсуждается возможность образования K_2S в качестве конечного продукта разрядного процесса.

Работ, посвященных ХИТ на основе системы К — O_2 относительно немного. Как уже упоминалось, краткие сведения об этой электрохимической системе приводятся в обзорах [7, 9, 13, 18]. Укажем в качестве примера ряд экспериментальных исследований [27–32]. Во всех исследованиях ХИТ на основе системы К — O_2 конечным продуктом разряда было стабильное соединение KO_2 (супероксид, надпероксид калия). Подробные сведения о термодинамических и других свойствах супероксида калия содержатся в монографии [33]. Стандартное изменение энергии Гиббса при образовании KO_2 из элементов $\Delta G_{298} = -239,4 \text{ кДж} \cdot \text{моль}^{-1}$. Соответственно, $E^\circ = 2,48 \text{ В}$, теоретическая плотность энергии $915 \text{ Вт} \cdot \text{ч} \cdot \text{кг}^{-1}$. Жидкий калий начинает взаимодействовать с KO_2 только при температуре выше 115°C , при температуре 180°C реакция приводит к взрыву.

Из числа оксидов калия наиболее взрывоопасен K_2O_2 (пероксид калия), самопроизвольно образующийся на поверхности металла с прослойкой из стабильного K_2O (оксид, монооксид калия). Непосредственный контакт калия с пероксидом (например, при разрезании окисленного металла) ведет к сильному взрыву.

Первые исследования ХИТ на основе системы К — O_2 были опубликованы в 2013–2015 гг., работы выполнялись в США [27–29]. Тогда же было установлено, что конечным продуктом разряда является KO_2 . В ячейке анодом служил металлический калий, отделенный от электролита тонкой диафрагмой из твердого электролита с проводимостью по ионам калия (*nafion* — K^+). Электролитом служил 0,5 М раствор KPF_6 в органическом растворителе. Основа катода — пористый углерод. Весь процесс сводится к реакции $K + O_2 \leftrightarrow KO_2$. Наличие супероксида калия как продукта реакции подтверждено дифракционным методом и с помощью Раман — спектроскопии. Однако нельзя исключить промежуточного образования K_2O_2 , что представляется опасным.

Как уже выше упоминалось, сурьма хорошо циклируется в электролитах, содержащих ионы калия, входит в число относительно дешевых материалов. В работе [29] были получены хорошие результаты при изучении батареи $K_3Sb - O_2$. На аноде протекают процессы:



Механизм, кинетика, кристаллообразование KO_2 в батареях на основе системы $K - O_2$ изучены и описаны в работе [32]. В качестве растворителя служил диметилсульфоксид (DMSO). Коэффициент диффузии кислорода (O_2) в нем $2,8 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$.

Благодаря широкому распространению калия в природе калий-ионные аккумуляторы, вероятно, могут конкурировать с литий-ионными батареями, однако преимущества КИА перед натрий-ионными аккумуляторами не столь уж очевидны. Калий значительно дороже натрия, а соответственно дороже и его соли. При сопоставлении систем, в которых в качестве анода щелочной металл, следует учитывать не только сложность производства калия [33] по сравнению с натрием [34], но и значительно более высокую взрыво- и пожароопасность калия и его оксидов по сравнению с литием и натрием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Шиппер Ф., Аурбах Д. Прошлое, настоящее и будущее литий-ионных аккумуляторов // Электрохимия. 2016. Т. 52. № 12. С. 1229–1258.
- [2] Dunn B., Kamath H., Tarascon J.-M. Electrical energy storage for the grid: a battery of choices // Science. 2011. V. 334. P. 928–934.
- [3] Hwang J.-Y., Myung S.-T., Sun Y.-K. Sodium-ion batteries: present and future // Chem. Soc. Rev. 2017. V. 46. P. 3529–3614.
- [4] Kuang C., Zeng W., Li Y. A review of electrode for rechargeable magnesium-ion batteries // J. Nanoscience and Nanotechnology. 2019. V. 19. P. 12–25.
- [5] Das S.K., Mahapatra S., Lahan H. Aluminium-ion batteries: developments and challenges // J. Mater. Chem. A. 2017. V. 5. P. 6347–6367.
- [6] Eftekhari A. Potassium secondary cell based on prussian blue cathode // J. Power. Sources. 2004. V. 126. P. 221–228.
- [7] Pramudita J.C., Sehwat D., Goonetilleke D., Sharma N. An imital review of the status of electrode materials for potassium-ion batteries // Adv. Energy Mater. 2017. V. 7. № 1602911.
- [8] Kim H., Kim J.C., Bianchini M., Seo D.-H., Rodrigues-Garcia J., Coder G. Recent progress and perspective in electrode materials for K-ion batteries // Adv. Energy Mater. 2017. V. 7. № 1702384.
- [9] Eftekhari A., Jian Z., Ji X. Potassium secondary batteries // ASC Appl. Mater. Interfaces. 2017. V. 9. P. 4404–4419.
- [10] Liu Y., Tai Z., Zhang Q., Wang H., Pang W.K., Liu H.K., Konstantinov K., Guo Z. A new energy storage system: rechargeable potassium-selenium battery // Nano Energy. 2017. V. 35. P. 36–43.
- [11] Zou X., Xiong P., Zhao J., Hu J., Liu Z., Xu Y. Recent research progress in nonaqueous potassium-ion batteries // Phys. Chem. Chem. Phys. 2017. V. 19. P. 26495–25606.

- [12] **Wu X., Leonard D.P., Ji X.** Emerging non-aqueous potassium-ion batteries: challenges and optimization // *Chem. Mater.* 2017. V. 29. P. 5031–5042.
- [13] **Hwang J.-Y., Myung S.-T., Sun Y.-K.** Recent progress in rechargeable potassium batteries // *Adv. Mater.* 2018. V. 28. 1802938. P. 1–45.
- [14] **Vaalma C., Buchholz D., Passerini S.** Non-aqueous potassium-ion batteries: A review // *Curr. Opin. Electrochem.* 2018. V. 9. P. 41–48.
- [15] **Zhu Y.-H., Yang X., Sun T., Wang S., Zhao Y.-L., Yan J.-M., Zhang X.-B.** Recent progresses and prospects of cathode materials for non-aqueous potassium-ion batteries // *Electrochem. Energy. Rev.* 2018. V. 1. P. 548–566.
- [16] **Zhang Q., Wang Z., Zhang S., Zhou T., Mao J., Guo Z.** Cathode materials potassium-ion batteries: current status and perspective // *Electrochem. Energy. Rev.* 2018. V. 1. P. 625–658.
- [17] **Zhang W., Liu Y., Guo Z.** Approaching high-performance potassium-ion batteries via advanced design strategies and engineering // *Sci Adv.* V. 5. eaav 7412 [1 of 13].
- [18] **Hosaka T., Kubota K., Hameed A.S., Komaba S.** Research development on K-ion batteries // DOI: 10. 1021 / acs. chemrev. 9b 00463 (*ACS Chem. Rev.*, 2019).
- [19] **Yang D., Liu C., Rui X., Yuan Q.** Embracing high performance potassium-ion battery with phosphorus-based electrodes: A review // DOI : 10. 1039 / C9NP05588F (*Nanoscale*, 2019).
- [20] **Rajagopalan R., Tang Y., Ji X., Jia C., Wang H.** Advancements and hallenges in potassium ion batteries: a comprehensive review // *Adv. Funct. Mater.* 2020. № 1909486. [1 of 35].
- [21] **Zhao Q., Hu Y., Zhang K., Chen J.** Potassium-sulfur batteries: A new member of room-temperature rechargeable metal-sulfur batteries // *Inorg. Chem.* 2014. V. 53. P. 9000–9005.
- [22] **Lai N.-C., Cong G., Lu Y.-C.** A high-energy potassium-sulfur battery enabled by facile and effective imidazole-solvated copper catalysts // *J. Mater. Chem. A.* 2019. V. 7. № 36. P. 20584–20589.
- [23] **Zhang Lou J., Shuai Y., Chen K., He X., Wang Y., Li N., Zhang Z., Gan F.** A novel rechargeable potassium-sulfur battery based of liquid alloy anode // *Matter. Letters.* 2019. V. 242. P. 5–8.
- [24] **Ma R., Fan D., Wang J., Lu B.** Confined and covalent sulfur for stable room temperature potassium-sulfur battery // *Electrochim. Acta.* 2019. V. 293. P. 191–198.
- [25] **Wang L., Bao J., Liu Q., Sun C.-F.** Concentrated electrolytes unlock the full energy potencial of potassium-sulfur battery chemistry // *Energy Storage Mater.* 2019. V. 18. P. 470–475.
- [26] **Xiong P., Han X., Zhao X., Bai P., Liu Y., Sun J., Xu Y.** Room-temperature potassium-sulfur batteries enabled by microporous carbon stabilized small-molecule sulfur cathodes // *ACS Nano.* 2019. V. 13. P. 2536–2543.
- [27] **Ren X., Wu Y.** Low-overpotencial potassium-oxygen battery based on potassium superoxide // *J. Amer. Chem. Soc.* 2013. V. 135. P. 2923–2926.
- [28] **Ren X., Lau K.C., Yu M., Bi X., Kreidler E., Curtiss L.A., Wu Y.** Understanding side reactions in K – O₂ batteries for improved cycle life // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2014. V. 6. P. 19299–19307.
- [29] **McCulloch W.D., Ren X., Yu M., Huang Z., Wu Y.** Potassium-ion-oxygen battery based on a high capacity antimony anode // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2015. V. 7. P. 26158–26166.
- [30] **Yu W., Lau K.C., Lei Y., Liu R., Qin L., Yang W., Li B., Curtiss L.A., Zhai D., Kang F.** Dendrite-free potassium-oxygen battery based on a liquid alloy anode // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2017. V. 9. P. 31871–31878.
- [31] **Xiao N., Ren X., McCulloch W.D., Gourdin G., Wu Y.** Potassium superoxide: A unique alternative for metal-air batteries // *Acc. Chem. Res.* 2018. V. 51. P. 2335–2343.
- [32] **Wang W., Loi N.-C., Liang Z., Wang Y., Lu Y.-C.** Superoxide stabilization and a universal KO₂ growth mechanism in potassium-oxygen batteries // *Angew. Chem.* 2018. Bd. 130. S. 5136–5140.
- [33] **Морачевский А.Г., Белоглазов И.Н., Касымбеков Б.А., Калий.** Свойства, производство, применение. М. : Руда и металлы, 2000. 192 с.

[34] Морачевский А.Г., Шестеркин И.А., Буссе-Мачукас В.Б., Клебанов Е.Б., Козин Л.Ф. / Под ред. А.Г. Морачевского. Натрий. Свойства, производство, применение. СПб. : Химия, 1992. 312 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

МОРАЧЕВСКИЙ Андрей Георгиевич — профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.

E-mail: morachevski@mail.ru

ПОПОВИЧ Анатолий Анатольевич — директор ИММиТ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.

E-mail: popovicha@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 16.06.2020

REFERENCES

- [1] F. Shipper, D. Aurbakh, Proshloye, nastoyashcheye i budushcheye lityi-ionnykh akkumulyatorov // Elektrokhiimiya. 2016. T. 52. № 12. S. 1229–1258.
- [2] B. Dunn, H. Kamath, J.-M. Tarascon, Electrical energy storage for the grid: a battery of choices // Science. 2011. V. 334. P. 928–934.
- [3] J.-Y. Hwang, S.-T. Myung, Y.-K. Sun, Sodium-ion batteries: present and future // Chem. Soc. Rev. 2017. V. 46. P. 3529–3614.
- [4] C. Kuang, W. Zeng, Y. Li, A review of electrode for rechargeable magnesium-ion batteries // J. Nano-science and Nanotechnology. 2019. V. 19. P. 12–25.
- [5] S.K. Das, S. Mahapatra, H. Lahan, Aluminion-ion batteries: developments and challenges // J. Mater. Chem. A. 2017. V. 5. P. 6347–6367.
- [6] A. Eftekhari, Potassium secondary cell based on prussian blue cathode // J. Power. Sources. 2004. V. 126. P. 221–228.
- [7] J.C. Pramudita, D. Sehwat, D. Goonetilleke, N. Sharma, An imital review of the status of electrode materials for potassium-ion batteries // Adv. Energy Mater. 2017. V. 7. № 1602911.
- [8] H. Kim, J.C. Kim, M. Bianchini, D.-H. Seo, J. Rodrigues-Garcia, G. Coder, Recent progress and perspective in electrode materials for K-ion batteries // Adv. Energy Mater. 2017. V. 7. № 1702384.
- [9] A. Eftekhari, Z. Jian, X. Ji, Potassium secondary batteries // ASC Appl. Mater. Interfaces. 2017. V. 9. P. 4404–4419.
- [10] Y. Liu, Z. Tai, Q. Zhang, H. Wang, W.K. Pang, H.K. Liu, K. Konstantinov, Z. Guo, A new energy storage system: rechargeable potassium-selenium battery // Nano Energy. 2017. V. 35. P. 36–43.
- [11] X. Zou, P. Xiong, J. Zhao, J. Hu, Z. Liu, Y. Xu, Recent research progress in nonaqueous potassium-ion batteries // Phys. Chem. Chem. Phys. 2017. V. 19. P. 26495–25606.
- [12] X. Wu, D.P. Leonard, X. Ji, Emerging non-aqueous potassium-ion batteries: challenges and optimization // Chem. Mater. 2017. V. 29. P. 5031–5042.
- [13] J.-Y. Hwang, S.-T. Myung, Y.-K. Sun, Recent progress in rechargeable potassium batteries // Adv. Mater. 2018. V. 28. 1802938. P. 1–45.
- [14] C. Vaalma, D. Buchholz, S. Passerini, Non-aqueous potassium-ion batteries: A review // Curr. Opin. Electrochem. 2018. V. 9. P. 41–48.
- [15] Y.-H. Zhu, X. Yang, T. Sun, S. Wang, Y.-L. Zhao, J.-M. Yan, X.-B. Zhang, Recent progresses and prospects of cathode materials for non-aqueous potassium-ion batteries // Electrochem. Energy. Rev. 2018. V. 1. P. 548–566.
- [16] Q. Zhang, Z. Wang, S. Zhang, T. Zhou, J. Mao, Z. Guo, Cathode materials potassium-ion batteries: current status and perspective // Electrochem. Energy. Rev. 2018. V. 1. P. 625–658.

- [17] **Z. Zhang, Y. Liu, Z. Guo**, Approaching high-performance potassium-ion batteries via advanced design strategies and engineering // *Sci Adv.* V. 5. eaav 7412 [1 of 13].
- [18] **T. Hosaka, K. Kubota, A.S. Hameed, S. Komaba**, Research development on K-ion batteries // DOI: 10. 1021 / acs. chemrev. 9b 00463 (*ACS Chem. Rev.*, 2019).
- [19] **D. Yang, C. Liu, X. Rui, Q. Yuan**, Embracing high performance potassium-ion battery with phosphorus-based electrodes: A review // DOI: 10. 1039 / C9NPO5588F (*Nanoscale*, 2019).
- [20] **R. Rajagopalan, Y. Tang, X. Ji, C. Jia, H. Wang**, Advancements and hallenges in potassium ion batteries: a comprehensive review // *Adv. Funct. Mater.* 2020. № 1909486. [1 of 35].
- [21] **Q. Zhao, Y. Hu, K. Zhang, J. Chen**, Potassium-sulfur batteries: A new member of room-temperature rechargeable metal-sulfur batteries // *Inorg. Chem.* 2014. V. 53. P. 9000–9005.
- [22] **N.-C. Lai, G. Cong, Y.-C. Lu**, A high-energy potassium-sulfur battery enabled by facile and effective imidazole-solvated copper catalysts // *J. Mater. Chem. A.* 2019. V. 7. № 36. P. 20584–20589.
- [23] **J. Zhang Lou, Y. Shuai, K. Chen, X. He, Y. Wang, N. Li, Z. Zhang, F. Gan**, A novel rechargeable potassium-sulfur battery based of liquid alloy anode // *Matter. Letters.* 2019. V. 242. P. 5–8.
- [24] **R. Ma, D. Fan, J. Wang, B. Lu**, Confined and covalent sulfur for stable room temperature potassium-sulfur battery // *Electrochim. Acta.* 2019. V. 293. P. 191–198.
- [25] **L. Wang, J. Bao, Q. Liu, C.-F. Sun**, Concentrated electrolytes unlock the full energy potencial of potassium-sulfur battery chemistry // *Energy Storage Mater.* 2019. V. 18. P. 470–475.
- [26] **P. Xiong, X. Han, X. Zhao, P. Bai, Y. Liu, J. Sun, Y. Xu**, Room-temperature potassium-sulfur batteries enabled by microporous carbon stabilized small-molecule sulfur cathodes // *ACS Nano.* 2019. V. 13. P. 2536–2543.
- [27] **X. Ren, Y. Wu**, Low-overpotencial potassium-oxygen battery based on potassium superoxide // *J. Amer. Chem. Soc.* 2013. V. 135. P. 2923–2926.
- [28] **X. Ren, K.C. Lau, M. Yu, X. Bi, E. Kreidler, L.A. Curtiss, Y. Wu**, Understanding side reactions in K – O₂ batteries for improved cycle life // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2014. V. 6. P. 19299–19307.
- [29] **W.D. McCulloch, X. Ren, M. Yu, Z. Huang, Y. Wu**, Potassium-ion-oxygen battery based on a high capacity antimony anode // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2015. V. 7. P. 26158–26166.
- [30] **W. Yu, K.C. Lau, Y. Lei, R. Liu, L. Qin, W. Yang, B. Li, L.A. Curtiss, D. Zhai, F. Kang**, Dendrite-free potassium-oxygen battery based on a liquid alloy anode // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2017. V. 9. P. 31871–31878.
- [31] **N. Xiao, X. Ren, W.D. McCulloch, G. Gourdin, Y. Wu**, Potassium superoxide: A unique alternative for metal-air batteries // *Acc. Chem. Res.* 2018. V. 51. P. 2335–2343.
- [32] **W. Wang, N.-C. Loi, Z. Liang, Y. Wang, Y.-C. Lu**, Superoxide stabilization and a universal KO₂ growth mechanism in potassium-oxygen batteries // *Angew. Chem.* 2018. Bd. 130. S. 5136–5140.
- [33] **A.G. Morachevskiy, I.N. Beloglazov, B.A. Kasymbekov, Kaliy**, *Svoystva, proizvodstvo, primeneniye*. M.: Ruda i metally, 2000. 192 s.
- [34] **A.G. Morachevskiy, I.A. Shesterkin, V.B. Busse-Machukas, Ye.B. Klebanov, L.F. Kozin** / Pod red. A.G. Morachevskogo. *Natriy. Svoystva, proizvodstvo, primeneniye*. SPb. : Khimiya, 1992. 312 s.

THE AUTHORS

MORACHEVSKIY Andrei G. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: morachevski@mail.ru

POPOVICH Anatoly A. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: popovicha@mail.ru

Received: 16.06.2020

DOI: 10.18721/JEST.26306
УДК 621.674

В.А. Наумов

Калининградский государственный технический университет, Калининград, Россия

РАСЧЕТ НАГРУЗОЧНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТИПОРАЗМЕРНОГО РЯДА ОДНОВИНТОВЫХ НАСОСОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ

Для подбора одновинтовых насосов (ОВН) необходимы зависимости производительности и затраченной мощности от перепада давлений. Большинство производителей размещает в открытом доступе зависимости указанных характеристик ОВН от частоты вращения ротора. В статье разработан метод построения нагрузочных характеристик по результатам испытаний. Анализ результатов испытаний показал необходимость учитывать в расчетах минимальную частоту вращения ротора, при которой начинается перекачивание жидкости. Указанная частота заметно растет с увеличением перепада давления. Предложенный метод позволяет с высокой степенью достоверности определить значения характеристик на холостом ходу, отсутствующие в результатах испытаний. Для примера рассмотрены характеристики ОВН SP-76-02. Значения оптимального по КПД перепада давлений при допустимых частотах находятся в рабочем диапазоне (до 1,2 МПа). При перепаде давлений 1,2 МПа и частоте 600 об/мин максимальный КПД равен 77,2 %. Экстремальный режим выходит за пределы рабочего диапазона при частоте выше 200 об/мин.

Ключевые слова: одновинтовой насос, производительность, затраченная мощность, частота вращения ротора, давление, нагрузочные характеристики, коэффициент полезного действия, метод расчета.

Ссылка при цитировании:

Наумов В.А. Расчет нагрузочных характеристик типоразмерного ряда одновинтовых насосов по результатам испытаний // Материаловедение. Энергетика. 2020. Т. 26, № 3. С. 80–89. DOI: 10.18721/JEST.26306

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

V.A. Naumov

Kaliningrad State Technical University, Kaliningrad, Russia

CALCULATION OF LOAD CHARACTERISTICS OF THE SINGLE-SCREW STANDARD-SIZE SERIES PUMPS BASED ON TEST RESULTS

The capacity and power consumption dependences on the pressure drop are necessary for selecting single-screw pumps (SSP). Most manufacturers publish publicly available dependencies of the SSP specified characteristics on the rotor speed. The article develops a method for constructing load characteristics based on test results. An analysis of the test results showed the need to take into account the minimum speed of rotation, at which the liquid begins to pump. This frequency increases markedly with the increasing pressure drop. The proposed method allows to determine the values of characteristics at idle that are not present in the test results with a high degree of confidence. For example, the characteristics of the pump SP-76-02 are considered. The values of the optimal pressure drop efficiency at acceptable frequencies are in the operating range (below

1.2 MPa). The maximum efficiency is 77.2 % at a pressure drop of 1.2 MPa and a frequency of 600 rpm. The extreme mode goes beyond the operating range at a frequency above 200 rpm.

Keywords: single-screw pump, capacity, power consumed, rotor speed, pressure, load characteristics, efficiency, calculation method.

Citation:

V.A. Naumov, Calculation of load characteristics of the single-screw standard-size series pumps based on test results, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 80–89, DOI: 10.18721/JEST.26306

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

Введение. В настоящее время одновинтовые насосы (ОВН) широко применяются в нефтехимической, нефтеперерабатывающей, пищевой и других отраслях промышленности для перекачивания сред с большой вязкостью. Перекачиваемая среда может содержать волокнистые, твердые и даже абразивные включения. Преимущества и недостатки винтовых насосов, их характеристики хорошо изучены, области применения и основные закономерности ОВН известны, описаны в монографиях [1, 2] и учебных пособиях по объемным гидромашинам (см., например, [3]).

Опубликованы результаты исследований различных аспектов повышения эффективности ОВН (см. [4–11] и библиографию в них). Для обоснованного выбора параметров ОВН в заданных условиях работы необходимы нагрузочные характеристики. Построение и исследование влияния на них различных факторов является актуальной проблемой.

Важными факторами, влияющими на нагрузочные характеристики ОВН, являются конструктивные особенности (число заходов ротора, контурный диаметр, длина рабочих органов и натяг, расположение ротора и др.) [1, 2, 6, 8, 11], свойства перекачиваемой жидкости (плотность, вязкость, газосодержание) [1, 7, 10].

В [1] было предложено зависимость подачи (производительности) ОВН Q от перепада давления ΔP описывать следующей формулой:

$$Q = Q_x \cdot (1 - p^\alpha), \quad p = \Delta P / \Delta P_0, \quad (1)$$

где Q_x – подача ОВН на холостом ходу ($\Delta P = 0$); ΔP_0 – предельное значение перепада давлений ($Q = 0$); α – эмпирический показатель степени.

Как правило, в работах российских исследователей используется формула (1). Тогда как в публикациях зарубежных исследователей (например, [4, 5]) чаще встречается формула, не содержащая дополнительного эмпирического показателя:

$$Q = Q_x \cdot [(1 - 0,2 \cdot p - 0,8 \cdot p^2)]. \quad (2)$$

Все производители ОВН размещают в открытом доступе технические параметры своих агрегатов. Например, в табл. 1 представлена часть типоразмерного ряда ОВН [12]. Обозначения в табл. 1: Q_m – наибольшая подача, ΔP_m – максимально допустимый перепад давлений, N_g – мощность электродвигателя, n_m – наибольшая частота вращения ротора, D_0 – диаметр патрубков (входного/выходного), b – максимально допустимый размер включений (b_1 – жестких, b_2 – мягких).

В номере (табл. 1) SP обозначает линейку ОВН, первое число – диаметр ротора в миллиметрах, последнее число – перепад давлений, на который рассчитана геометрия винтовой пары (00 и 01 – 0,6 МПа, 02 – 1,2 МПа, 03 – 1,8 МПа, 04 – 2,4 МПа). У всех SP-насосов допустимый коэффициент кинематической вязкости перекачиваемой жидкости – до 0,01 м²/с, глубина самовсасывания – до 8 м, температура перекачиваемой жидкости – до 160°C.

Таблица 1

Технические параметры ОВН Varisco серии SP [12]

Table 1

Technical parameters of the Varisco SP series [12]

Номер	Q_m , м ³ /ч	ΔP_m , МПа	N_g , кВт	n_m , об/мин	D_0 , мм	b_1 , мм	b_2 , мм
SP 63-01	46,4	0,6	15,0	451	125	24	37
SP 63-02	20,7	1,2	11,0	451	125	24	37
SP 63-03	23,1	1,8	15,0	451	125	24	37
SP 63-04	17,5	2,4	18,5	366	125	24	37
SP 76-01	64,0	0,6	18,5	374	150	30	45
SP 76-02	28,3	1,2	18,5	374	150	30	45
SP 90-01	82,0	0,6	22,0	297	150	36	54
SP 90-02	52,0	1,2	30,0	366	150	36	54
SP 90-03	35,0	1,8	37,0	265	150	36	54

В настоящее время разработаны методы получения нагрузочных характеристик различных гидравлических машин из гидродинамического расчета их проточной части (см., например, [8, 13]). Такой подход целесообразен при проектировании гидравлических машин. В данной статье рассматривается иная ситуация.

Многие производители ОВН, кроме технических параметров, размещают в открытом доступе результаты испытаний [12, 14–16]. Главным образом, графики зависимостей подачи Q и затраченной мощности ОВН N от частоты вращения ротора n при различных значениях перепада давлений ΔP : $Q = \varphi_1(n)$, $N = \varphi_2(n)$. Нагрузочные характеристики, необходимые для обоснованного выбора агрегата в заданных условиях: $Q = f_1(\Delta P)$, $N = f_2(\Delta P)$, $\eta = f_3(\Delta P)$ (η – коэффициент полезного действия ОВН (КПД)) встречаются крайне редко, например, в [16].

Цель работы – модификация ранее предложенного метода расчета, получение и анализ с его помощью нагрузочных характеристик ОВН на основе результатов их испытаний $\varphi_1(n)$, $\varphi_2(n)$.

Материалы и методы

ОВН относятся к объемным насосам, для которых разработан метод построения нагрузочных характеристик (см. [17–18]). Этот метод включает оцифровку графиков $\varphi_1(n)$, $\varphi_2(n)$, подбор аппроксимирующих функций, определение полезной мощности ОВН N_n и его КПД. При этом необходимо учитывать, что реальные характеристики ОВН отличаются от идеальных заметно сильнее, чем, например, у плунжерных насосов.

Метод расчета нагрузочных характеристик продемонстрируем на примере результатов испытаний ОВН SP-76-02, приведенных в [12]. Они показаны точками на рис. 1 и 2. На испытаниях перекачивалась вода при 20°C. Влияние вязкости жидкости и присутствия газовой фазы в данной статье не рассматривается. В отличие от [12] подача ОВН Q переведена из м³/ч в дм³/с, частота вращения ротора n – из об/мин в об/с.

Заметим, что в табл. 1 для насоса SP-76-02 частота вращения ротора ограничена 374 об/мин (6,23 об/с). В стандартной комплектации электродвигатель имеет мощность $N_g = 18,5$ кВт, достаточную для такой частоты. Испытания, результаты которых представлены на рис. 1 и 2, проводились и при больших частотах вращения. Поэтому в них использовался электродвигатель повышенной мощности.

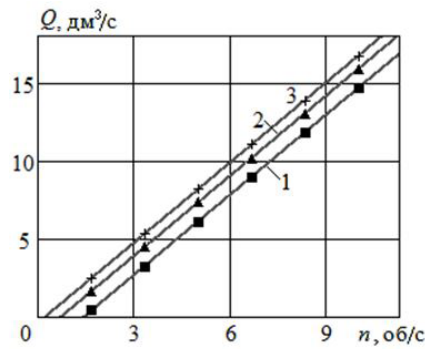


Рис. 1. Зависимость производительности ОВН SP-76-02 от частоты вращения при различном давлении:
1 – $\Delta P = 0,4$ МПа; 2 – $\Delta P = 0,8$ МПа; 3 – $\Delta P = 1,2$ МПа.
Точки – данные испытаний [12], линии – расчет по (3), (5)

Fig. 1. Dependence of the SP-76-02 performance on the rotor speed at different pressures:
1 – $\Delta P = 0,4$ МПа; 2 – $\Delta P = 0,8$ МПа; 3 – $\Delta P = 1,2$ МПа. Points – test data [12], lines – calculation by (3), (5)

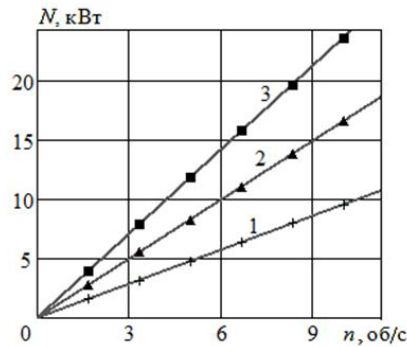


Рис. 2. Зависимость затраченной мощности ОВН SP-76-02 от частоты вращения при различном давлении:
1 – $\Delta P = 0,4$ МПа; 2 – $\Delta P = 0,8$ МПа; 3 – $\Delta P = 1,2$ МПа.
Точки – данные испытаний [12], линии – расчет по (4), (6)

Fig. 2. Dependence of the SP-76-02 pump power consumption on the rotor speed at different pressures:
1 – $\Delta P = 0,4$ МПа; 2 – $\Delta P = 0,8$ МПа; 3 – $\Delta P = 1,2$ МПа. Points – test data [12], lines – calculation by (4), (6)

Результаты и обсуждение

По рис. 1 и 2 линейные зависимости Q и N от n могут быть представлены в виде

$$Q(n, \Delta p) = V_1 \cdot [n - n_0(\Delta p)], \quad (3)$$

$$N(n, \Delta p) = A_1(\Delta p) \cdot n, \quad (4)$$

где V_1 – объем жидкости, перекачиваемой за один оборот на холостом ходу, для рассматриваемой модели $V_1 = 1,716$ дм³; A_1 – работа, затрачиваемая ОВН за один оборот; n_0 – минимальная частота вращения начала перекачивания жидкости, P_A – атмосферное давление; $\Delta p = \Delta P / P_A$ – безразмерный перепад давлений.

Нередко n_0 не учитывают в расчетах, например, в [4, 5]. Однако это допустимо только при небольших перепадах давления. При $\Delta P \rightarrow 0$ и $n_0 \rightarrow 0$; на рис. 3 – это достоверная точка в начале координат. Значение n_0 заметно растет с увеличением ΔP , что подтверждается результатами испытаний не только [12], но и других производителей ОВН [14, 15]. Метод наименьших квадратов

позволил получить значения эмпирических констант в формулах, описывающих зависимость параметров в (3), (4) от давления:

$$n_0 = 0,0203 \cdot \Delta p^{1,71}; \quad (5)$$

$$A_1 = 0,252 + 0,175 \cdot \Delta p. \quad (6)$$

Теперь по (3)–(6) можем рассчитать значения Q и N для режима холостого хода, которые в результатах испытаний не приведены. Что позволило добавить точки слева на рис. 4–5.

Для аппроксимации, как и в [1], на рис. 4, использована формула (7), следующая из (1), на рис. 5 – (8):

$$Q = Q_x + a \cdot \Delta p^a, \quad (7)$$

$$N = N_x + k \cdot \Delta p^b. \quad (8)$$

Метод наименьших квадратов дает значения эмпирических показателей степени: $\beta = 1,0$ (как и рекомендовано в [1]), $\alpha = 1,71$. Коэффициент a , как и α , получился одинаковым для всех частот.

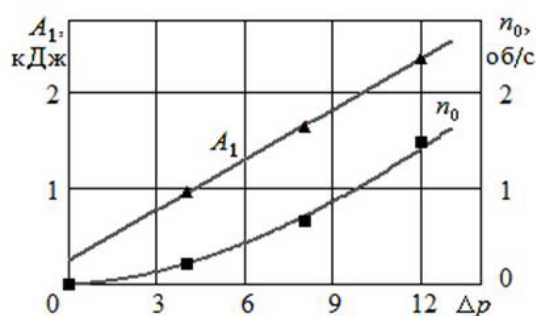


Рис. 3. Эмпирические функции в формулах (3), (4). Точки – данные испытаний [11], линии – расчет по (5), (6)

Fig. 3. Empirical functions in formulas (3), (4). Points – test data [12], lines – calculation by (5), (6)

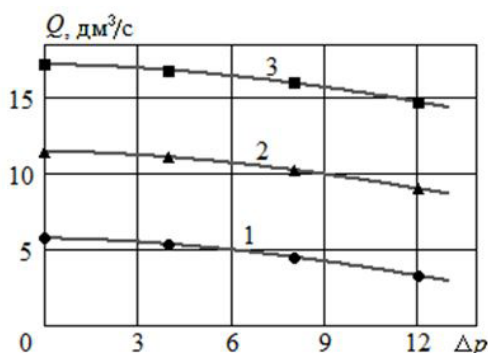


Рис. 4. Зависимость производительности ОВН SP-76-02 от давления при различной частоте вращения:

1 – $n = 3,33$ об/с; 2 – $n = 6,67$ об/с; 3 – $n = 10$ об/с.

Точки – данные испытаний [12], линии – расчет по (7)

Fig. 4. Dependence of the SP-76-02 performance on the pressure at different rotor speeds:

1 – $n = 3.33$ rps; 2 – $n = 6.67$ rps; 3 – $n = 10$ rps.

Points – test data [12], lines – calculation by (7)

Значит, кривые на рис. 4 эквидистантные. Заметим, что при полученном значении α результаты расчетов по формулам (1) и (2) различаются незначительно.

Величина k зависит от n . По (8) найдем движущий момент $M = N/(2\pi n)$. Он для исследуемого агрегата не зависит от частоты и рассчитывается по формуле (единицы измерения Н·м):

$$M = 40 + 27,9 \cdot \Delta p. \quad (9)$$

Сравнив (9) с безразмерной формулой (10) из [1]

$$M/M_x = 1 - (h - 1) \cdot p, \quad (10)$$

получим коэффициент наклона линии момента к оси p для данного ОВН:

$$h = M_0/M_x = 1 + 0,6975 \cdot \Delta P_0/P_A. \quad (11)$$

Рассчитаем полезную мощность и КПД ОВН по известным формулам:

$$N_n(n, \Delta P) = Q(n, \Delta P) \cdot \Delta P, \quad \eta = 100 \cdot N_n(n, \Delta P)/N(n, \Delta P). \quad (12)$$

В [1] указано, что КПД ОВН, не превышает 60 %. В данном случае максимальный КПД достигает 77,2 % при $\Delta P = 1,2$ МПа и $n = 10$ об/с (линия 5 на рис. 6).

Как известно, различают 4 режима работы ОВН: режим холостого хода (Q_x и N_x при $\Delta P = 0$), оптимальный режим (максимум КПД) при ΔP_{opt} , экстремальный режим (максимум полезной мощности) при ΔP_E , режим предельного давления при ΔP_0 ($Q = 0$). В табл. 2 представлены результаты расчета характеристик ОВН SP-76-02 в указанных режимах.

Испытания [12] проводилось для давлений $\Delta P = 0,4; 0,8; 1,2$ МПа. Все значения ΔP_{opt} в табл. 2 попадают в указанный диапазон, из ΔP_E — только два первых, ΔP_0 — ни одного. Поэтому значения характеристик при $\Delta P > 1,2$ МПа носят оценочный, сугубо приближенный, характер.

Так как ΔP_0 существенно растет с увеличением частоты, то по формуле (11) коэффициент h также значительно возрастет. Следовательно, при использовании безразмерного давления $p = \Delta P/\Delta P_0$ в формуле (10) получается переменный коэффициент. Тогда как в формуле (9) используется безразмерное давление $\Delta p = \Delta P/P_A$, и коэффициент получается постоянным для рассматриваемой модели ОВН, независящим от частоты вращения.

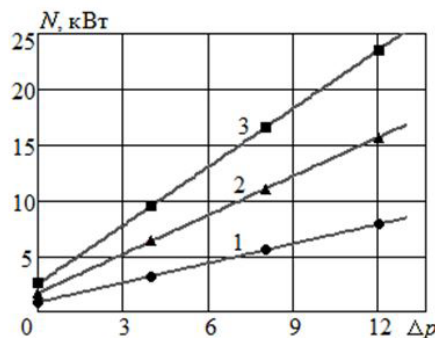


Рис. 5. Зависимость затраченной мощности ОВН SP-76-02 от давления при различной частоте вращения: 1 — $n = 3,33$ об/с; 2 — $n = 6,67$ об/с; 3 — $n = 10$ об/с. Точки — данные испытаний [12], линии — расчет по (8)

Fig. 5. Dependence of the SP-76-02 pump power consumption on the pressure at different rotor speeds: 1 — $n = 3.33$ rps; 2 — $n = 6.67$ rps; 3 — $n = 10$ rps. Points — test data [12], lines — calculation by (8)

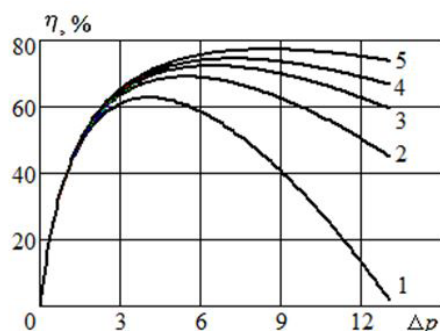


Рис. 6. Зависимость КПД ОВН SP-76-02 от давления при различной частоте вращения:
1 – $n = 1,67$ об/с; 2 – $n = 3,33$ об/с; 3 – $n = 5$ об/с; 4 – $n = 6,67$ об/с; 5 – $n = 10$ об/с

Fig. 6. Dependence of the SP-76-02 pump efficiency on the pressure at different rotor speeds:
1 – $n = 3.33$ rps; 2 – $n = 6.67$ rps; 3 – $n = 10$ rps

Таблица 2

**Результаты расчета значений характеристик ОВН SP-76-02
в различных режимах**

Table 2

**Calculating results of the values of the SP-76-02 pump characteristics
in various modes**

n	Q_x	N_x	ΔP_{opt}	η_{opt}	ΔP_E	N_{nE}	ΔP_0
об/с	дм ³ /с	кВт	МПа	%	МПа	кВт	МПа
1,67	2,86	0,46	0,405	62,7	0,735	1,327	1,317
3,33	5,72	0,69	0,541	69,0	1,110	3,981	1,976
5,0	8,58	0,92	0,640	72,3	1,398	7,569	2,504
6,67	11,44	1,38	0,719	74,4	1,654	11,941	2,963
10,0	17,16	2,06	0,846	77,2	2,097	22,704	3,756

Заключение

Публикуемые производителями ОВН зависимости подачи и затраченной мощности от частоты вращения ротора позволяют рассчитать нагрузочные характеристики – зависимости от перепада давлений. Основными этапами метода расчета являются:

1. Оцифровка графиков зависимости подачи и затраченной мощности ОВН от частоты. Этап может отсутствовать в тех редких случаях, когда производитель представляет результаты испытаний в табличной форме.

2. Расчет методом наименьших квадратов величин V_1 , A_1 , n_0 для каждого значения Δp заданного ОВН. Проверка выполнения условия постоянства рабочего объема $V_1 = \text{const}$. Расчет подачи на холостом ходу $Q_x = V_1 \cdot n$.

3. Нахождение зависимостей A_1 и n_0 от перепада давлений Δp . Расчет методом наименьших квадратов эмпирических параметров в формулах (3), (4) для заданного ОВН.

4. Нахождение зависимости подачи и затраченной мощности ОВН от Δp для нескольких характерных значениях частоты. Расчет методом наименьших квадратов эмпирических параметров в формулах (7), (8): α , β , k , N_x (значения Q_x рассчитаны в п. 2).

5. Расчет зависимости полезной мощности и КПД ОВН от Δp по формулам (12).

Предложенный метод позволяет с высокой степенью достоверности определить значения характеристик на холостом ходу, отсутствующие в результатах испытаний. Анализ результатов испытаний показал необходимость учитывать в расчетах минимальную частоту вращения ротора, при которой начинается перекачивание жидкости. Указанная частота заметно растет с увеличением перепада давления.

В рассмотренном типе одновинтовых насосов графики зависимости подачи от давления эквидистантные. Значения оптимальных по КПД перепадов давления при допустимых частотах находятся в рабочем диапазоне (до 1,2 МПа). При $\Delta P = 1,2$ МПа и частоте 600 об/мин максимальный КПД равен 77,2 %. Экстремальный режим выходит за пределы рабочего диапазона давлений при частоте выше 200 об/мин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Балденко Д.Ф., Балденко Ф.Д., Гноевых А.Н.** Одновинтовые гидравлические машины: монография в 2-х т. Т. 1. Одновинтовые насосы. М.: ИРЦ Газпром, 2005. 488 с.
- [2] **Nelik L., Brennan J.** Progressing Cavity Pumps, Downhole Pump and Mudmotors. Houston, Texas: Gulf Publishing Company, 2005. 214 p.
- [3] **Борисов Б.П.** Объемные гидромашины: учебное пособие. М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 237 с.
- [4] **Wang Z.X.** The virtual assembly simulation and optimization design on single screw pump of offshore petroleum well cementing LADS device // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 945–949, pp. 203–208.
- [5] **Bi H., Wu M., Zhang X.** Design of parameters optimization system for crew pump well // Int. Journal of Simulation: Systems, Science and Technology. 2016. Vol. 17 (25), pp. 11–16.
- [6] **Shamsuddeen A.A., Ismail H., Salaudeen I., Hassan U.** Investigating the effect of geometric parameters of screw pump (single-rotor hydraulic-machine) on its operation using different kinematic ratios // Int. Journal of Scientific & Engineering Research. 2016. Vol. 7, No. 10, pp. 1780–1785.
- [7] **Кобзев А.А.** Центробежные и винтовые насосы: особенности выбора для предприятий нефтехимической промышленности // Химическая техника. 2016. № 3. С. 7–9.
- [8] **Jagannadha Rao T., Srinivasa Rao K., Bala Bhaskara Rao J.** Numerical analysis of screw pump for maximum helical angle and pitch // Int. Journal & Magazine of Engineering, Technology, Management and Research. 2017. Vol. 4, No. 3, pp. 254–262.
- [9] **Киршев С.Е., Ковалевский С.А.** Преимущества применения одновинтовых насосов в системах очистки бурового раствора // Территория Нефтегаз. 2017. № 7–8. С. 82–83.
- [10] **Балденко Д.Ф., Балденко Ф.Д.** Пути совершенствования одновинтовых насосов для реализации современных технологий нефтегазовой промышленности // Бурение и нефть. 2018. № 4. С. 4–11.
- [11] **Исаев А.А.** Исследование напорных характеристик винтовых насосов при различных расположениях ротора // Ученые записки Альметьевского государственного нефтяного института. 2018. Т. 17. С. 145–148.
- [12] Одновинтовые насосы Varisco [Электронный ресурс]. URL: https://promnasos.com/catalog/screw_pumps/varisco_vulcan/ (дата обращения 07.07.2020).
- [13] **Свобода Д.Г., Жарковский А.А., Иванов Е.А., Щуцкий С.Ю., Дягилев П.Ю.** Создание осевых насосов с высоким КПД и незападающей формой характеристики. Вестник машиностроения. 2019. № 4. С. 37–41.
- [14] Горизонтальные одновинтовые насосы Soltec [Электронный ресурс]. URL: <https://www.soltec-pumps.com/ru/products/> (дата обращения 07.07.2020).

[15] CSF Inox Volumetric Pumps [Электронный ресурс]. URL: <https://www.csf.it/en/products/volumetric-pumps/> (дата обращения 07.07.2020).

[16] Электронасосы одновинтовые. Руководство по эксплуатации. АО «ГМС Ливгидромаш» [Электронный ресурс]. URL: <http://www.hms-livgidromash.ru/catalog/vintovye-nasosy/> (дата обращения: 07.07.2020).

[17] **Великанов Н.Л., Наумов В.А., Корягин С.И.** Анализ характеристик плунжерных насосов // Вестник машиностроения. 2018. № 3. С. 25–27.

[18] **Великанов Н.Л., Наумов В.А.** Расчет характеристик трехплунжерных насосов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2018. № 11 (705). С. 60–67.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

НАУМОВ Владимир Аркадьевич — *заведующий кафедрой, Калининградский государственный технический университет, д-р техн. наук.*

E-mail: van-old@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 13.07.2020

REFERENCES

[1] **D.F. Baldenko, F.D. Baldenko, A.N. Gnoyevykh**, *Odnovintovyye gidravlicheskiye mashiny: monografiya v 2-kh t. T. 1. Odnovintovyye nasosy.* [Single-screw Hydraulic Mashines: 2 vol. Vol. 1. Progressive Cavity Pumps] M.: IRTs Gazprom, 2005. 488 p.

[2] **L. Nelik, J. Brennan**, *Progressing Cavity Pumps, Downhole Pump and Mudmotors.* Houston, Texas: Gulf Publishing Company, 2005. 214 p.

[3] **B.P. Borisov**, *Obyemnyye gidromashiny: uchebnoye posobiye* [Volumetric hydraulic machines: tutorial]. M.: Izdatelstvo MGTU im. N.E. Bauman, 2018. 237 p.

[4] **Z.X. Wang**, The virtual assembly simulation and optimization design on single screw pump of offshore petroleum well cementing LADS device. *Advanced Materials Research.* 2014. Vol. 945–949, pp. 203–208.

[5] **H. Bi, M. Wu, X. Zhang**, Design of parameters optimization system for crew pump well. *Int. Journal of Simulation: Systems, Science and Technology.* 2016. Vol. 17 (25), pp. 11–16.

[6] **A.A. Shamsuddeen, H. Ismai, I. Salaudeen, U. Hassan**, Investigating the effect of geometric parameters of screw pump (single-rotor hydraulic-machine) on its operation using different kinematic ratios. *Int. Journal of Scientific & Engineering Research.* 2016. Vol. 7, no. 10, pp. 1780–1785.

[7] **A.A. Kobzev**, *Tsentrobezhnyye i vintovyye nasosy: osobennosti vybora dlya predpriyatiy neftekhimicheskoy promyshlennosti* [Centrifugal and screw pumps: features of choice for the petrochemical industry]. *Khimicheskaya tekhnika.* 2016, no. 3, pp. 7–9.

[8] **T. Jagannadha Rao, K. Srinivasa Rao, J. Bala Bhaskara Rao**, Numerical analysis of screw pump for maximum helical angle and pitch // *Int. Journal & Magazine of Engineering, Technology, Management and Research.* 2017. Vol. 4, no. 3, pp. 254–262.

[9] **S.Ye. Kirshev, S.A. Kovalevskiy**, *Preimushchestva primeneniya odnovintovykh nasosov v sistemakh ochistki burovogo rastvora* [Advantages of using single-screw pumps in drilling mud treatment systems]. *Terri-toriya Neftegaz.* 2017, no. 7–8, pp. 82–83.

[10] **D.F. Baldenko, F.D. Baldenko**, *Puti sovershenstvovaniya odnovintovykh nasosov dlya realizatsii sovremennykh tekhnologiy neftegazovoy promyshlennosti* [Ways to improve single-screw pumps for the implementation of modern technologies in the oil and gas industry] *Burenije i nef't.* 2018, no. 4, pp. 4–11.

[11] **A.A. Isayev**, *Issledovaniye napornykh kharakteristik vintovykh nasosov pri razlichnykh raspolozheniyakh rotora* [Investigation of pressure characteristics of screw pumps at different rotor locations]. *Uchenyye zapiski Almet'yevskogo gosudarstvennogo neftyanogo instituta.* 2018. Vol. 17, pp. 145–148.

- [12] Odnovintovyye nasosy Varisco [Varisco single screw pumps] (Electronic resource). URL: https://prom-nasos.com/catalog/screw_pumps/varisco_vulcan/ (accessed 07.07.2020).
- [13] **D.G. Svoboda, A.A. Zharkovskiy, Ye.A. Ivanov, S.Yu. Shchutskiy, P.Yu. Dyagilev**, Sozdaniye osevykh nasosov s vysokim KPD i nezapadayushchey formoy kharakteristiki [Creating axial pumps with high efficiency and non-falling shape characteristics]. Vestnik mashinostroyeniya. 2019, no. 4, pp. 37–41.
- [14] Gorizontalnyye odnovintovyye nasosy Soltec [Soltec horizontal single screw pumps] (Electronic resource). URL: <https://www.soltecumps.com/ru/products/> (accessed 07.07.2020).
- [15] CSF Inox Volumetric Pumps (Electronic resource). URL: <https://www.csf.it/en/products/volumetric-pumps/> (accessed 07.07.2020).
- [16] Elektronasosy odnovintovyye. Rukovodstvo po ekspluatatsii. AO "GMS Livgidromash" [Single-screw electric pumps. User manual. HMS Livgidromash] (Electronic resource). URL: <http://www.hms-livgidromash.ru/catalog/vintovye-nasosy/> (accessed 07.07.2020).
- [17] **N.L. Velikanov, V.A. Naumov, S.I. Koryagin**, Analiz kharakteristik plunzhernykh nasosov [Analysis of the characteristics of plunger pumps]. Vestnik mashinostroyeniya. 2018, no. 3, pp. 25–27.
- [18] **N.L. Velikanov, V.A. Naumov**, Raschet kharakteristik trekhplunzhernykh nasosov [Calculation of characteristics of three-plunger pumps]. Izvestiya vysshih uchebnykh zavedenij. Mashinostroenie. 2018, no. 11 (705), pp. 60–67.

THE AUTHOR

NAUMOV Vladimir A. — *Kaliningrad State Technical University.*
E-mail: van-old@mail.ru

Received: 13.07.2020



DOI: 10.18721/JEST.26307
УДК 621.762.04

*Т.Х. Нгуен¹, В.М. Нгуен², Ю.В. Конюхов¹,
И.А. Введенская¹, А.А. Васильев¹*

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия;

² Институт исследований и разработок, Университет Дуй Тана, Дананг, Вьетнам

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ДИСПЕРСНОСТЬ ЧАСТИЦ ГРАФИТОВОЙ СМЕСИ

В данной работе представлены данные по изучению процессов измельчения графитовой смеси с применением разных технологий обработки в аппаратах вихревого слоя и планетарной мельнице. Исследования проводились с использованием методов лазерного анализа распределения частиц по размерам, сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Установлено, что обработка в планетарной мельнице *Pulverisette 7* в течение 60 мин приводит к получению полидисперсных частиц графитовой смеси, характеризующихся широким бимодальным распределением по размерам с ярко выраженными пиками максимумов в 12 и 24 мкм соответственно. Показано, что обработка графитовой смеси в аппаратах вихревого слоя АВС-80 и УАП-3 за 10 мин позволяет получить узкодисперсные частицы графита с максимумами распределения 13 и 11 мкм соответственно, что говорит о преимуществе и эффективности данной технологии по сравнению со случаем измельчения графитовой смеси в планетарной мельнице.

Ключевые слова: графит, размол, измельчение, обработка, распределение по размерам.

Ссылка при цитировании:

Нгуен Т.Х. и др. Влияние условий механической обработки на дисперсность частиц графитовой смеси // Материаловедение. Энергетика. 2020. Т. 26, № 3. С. 90–100. DOI: 10.18721/JEST.26307

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

*T.H. Nguyen¹, V.M. Nguyen², Yu.V. Konyukhov¹,
I.A. Vvedenskaya¹, A.A. Vasilev¹*

¹ National University of Science and Technology “MISiS”, Moscow, Russia;

² Institute of Research and Development, Duy Tan University, Danang, Vietnam

INFLUENCE OF MECHANICAL PROCESSING ON THE DISPERSION OF GRAPHITE PARTICLES

This paper presents data on the study of grinding processes of a graphite mixture using various processing technologies in vortex layer devices and planetary mills. The studies were carried out using methods of laser analysis of particle size distribution, scanning electron microscopy and X-ray phase analysis. Processing the graphite mixture in a *Pulverisette 7* planetary mill for 60 min was found to lead to the formation of polydisperse graphite particles characterized by a wide bimodal size distribution with pronounced maxima at 12 and 24 μm, respectively. We showed that processing the graphite mixture in the devices of vortex layer AVS-80 and UAP-3 in 10 min makes it possible to obtain finely dispersed graphite particles with maxima of the size

distribution at 13 and 11 μm respectively, which indicates the advantage and efficiency of this technology as compared to the case of grinding the graphite mixture in the planetary mill.

Keywords: graphite, grinding, milling, processing, size distribution.

Citation:

T.H. Nguyen et al., Influence of mechanical processing on the dispersion of graphite particles, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 90–100, DOI: 10.18721/JEST.26307

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

Введение. Процессы измельчения хорошо известны и широко используются в различных областях: металлургии, строительстве, горно-обогатительной и химической промышленности. Исходные материалы подвергаются измельчению за счет сдавливающих, разламывающих, разрывных, режущих, скручивающих, истирающих, а также других воздействий. Выбор подходящего метода измельчения зависит от следующих факторов: дисперсности материала, которую необходимо достичь, исходных размеров материала, его механических (твердость, прочность, пластичность) и температурных характеристик, химической активности и ее изменении в процессе измельчения, а также степени загрязнения материала мелющих шаров и продуктами износа мельницы, взрывоопасности и ряда других параметров. Наряду с этим, аппаратное оформление устройств измельчения должно быть достаточно простым, экономичным и надежным. В различных областях техники широко используются четыре типа мельницы: вибрационные, вращающиеся шаровые, струйные и ударные. Наибольшую популярность получили барабанные (шаровые) и планетарные мельницы [1], которые наряду с остальными обладают рядом недостатков, такими как высокая стоимость, большой расход электричества и длительное время обработки.

В середине 70-х годов прошлого века изобретены первые аппараты вихревого слоя (АВС), в которых в качестве размольных тел использовались иглы,двигающиеся под действием вращающегося магнитного поля [2, 3, 4, 5]. Данные аппараты позволяют осуществлять такие операции, как измельчение, механическую активацию исходных материалов, а, в частности, увеличивать реакционную способность обрабатываемого материала в последующих процессах и реакциях. Помимо этого, аппараты АВС позволяют перемешивать твердые сыпучие материалы, жидкости и газы, а также проводить сухое измельчение твердых веществ, осуществление химических реакций, изменение химических и физических свойств материалов [6]. Промышленные АВС выпускались в г. Полтава (Украина). Однако, производство полностью остановилось после распада СССР и до двухтысячных годов выпуск данных аппаратов не производился. Несмотря на это, интерес к данным аппаратам в последние годы снова начал возрастать [7–9] и несколько отечественных производителей запустили выпуск АВС по заказу ряда промышленных предприятий. К преимуществам АВС относят низкую стоимость оборудования, достаточно короткое время обработки, порядка нескольких минут, а также относительно небольшое электропотребление.

Таким образом, сравнение степени измельчения материалов в традиционных мельницах и аппаратах вихревого слоя различной мощности обладает важным аспектом, как в научной, так и практической деятельности. Для достижения данной цели необходимо подобрать эталонный образец для измельчения, выбрать для сравнения наиболее подходящую мельницу, подобрать метод проведения эксперимента и изучить влияние времени измельчения на дисперсность и распределение частиц по размерам.

Тонкодисперсный порошок из графита с особыми физико-химическими свойствами находят применение в многих областях: в приборостроении и электротехнике порошок графита применяется при производстве электроприборов и батарей [10], в строительстве добавляют в цемент для достижения нужного оттенка [11], также используется в лакокрасочной промышленности и при изготовлении пластмасс [12, 13]. Графит представляет собой важный компонент в про-

изводстве густых и жидких универсальных и специальных смазочных материалов. Порошковый графит сохраняет хорошую адгезию к металлической поверхности при высокой температуре и считается незаменимым в технологических процессах в черной, цветной металлургии, в процессах металлообработки, производстве чугуна и стали. Сырье позволяет снизить количество бракованного материала и положительно повлиять на физико-химические свойства готовых изделий и т.д. [14–16].

Таким образом, целью данной работы являлось изучение влияния условий механической обработки на дисперсность частиц графита.

Материалы и методики исследований

В качестве материала для исследований использовалась графитовая смесь, состоящая из трех марок графита АРВ-1, ГМЗ и МПГ-6, соотношение которых одинаково. В течение трех часов в аппарате «пьяная бочка» проводилось предварительное смешение графитовой смеси. Основные физические характеристики компонентов смеси представлены в табл. 1.

Таблица 1
Основные характеристики графитовой смеси

Table 1

Main characteristics of the graphite mixture

Материал	АРВ-1	ГМЗ	МПГ-6
Плотность, г/см ³	1,76	1,60	1,65
Предел прочности на изгиб, МПа	4,5	8,8	34,4
Предел прочности при сжатии, МПа	29,4	20,6	73,6
Удельное электросопротивление, мкОм·м	16	11	15

Для механической обработки образцов графитовой смеси были выбраны 3 часто используемых дробильно-размольных оборудования: Планетарная мельница Pulverisette 7 (1); Аппарат вихревого слоя АВС-80 (2) и Аппарат вихревого слоя (установка активации процессов) УАП-3 (3). Разница между аппаратами АВС-80 и УАП-3 состоит в том, что в АВС-80 применена двухконтурная обмотка, что позволило уменьшить мощность с 25 до 2 кВт.

Процесс измельчения исходного материала в аппаратах вихревого слоя АВС-80 мощностью 2 кВт и УАП-3 мощностью 25 кВт происходил с использованием ферромагнитных рабочих тел (износостойких стальных игл) цилиндрической формы размером $\Phi 1,2 \times 20$ мм. Масса графитовой смеси при одной загрузке составляла 15–20 г, соотношение массы ферромагнитных тел к массе обрабатываемой смеси при этом составляло 4:1. Вращение рабочих тел в вихревом слое наводится электромагнитным полем индукцией 0.16 Тл, которое вращается со скоростью 3200 об/мин.

Процесс измельчения исходного материала в планетарной шаровой мельнице Pulverisette 7 мощностью 1,1 кВт осуществлялся с применением 15 мелющих шаров, диаметр которых составлял 10 мм каждый. Эти шары изготовлены из высоко износостойкого карбида вольфрама WC. Масса навески исходной графитовой смеси составляла 30 г, распределенных по двум стаканам в равных количествах. Скорость вращения водила и сосудов составляла 500 об/мин. Выбор скорости водила и сосудов основан на анализе литературных источников и результатов некоторых экспериментальных испытаний по измельчению различных материалов, в том числе материалов на основе графита в планетарных мельницах модели Pulverisette [17–21].

После обработки образцов графитовой смеси в разных установках в течение определенного времени рабочие тела отделялись от материала с помощью сита.

Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов получали на дифрактометре «ДИФРЕЙ 401» (Россия), Cr-K_α излучение, фокусировка по Бреггу-Бретано.

Распределение частиц графита по размерам определяли с помощью лазерного анализатора «FRITSCH ANALYSETTE 22» (Германия).

Микрофотографии порошков получали с помощью сканирующей электронной микроскопии «TESCAN VEGA 3SB» (Чехия). Источником электронов служил вольфрамовый катод прямого нагрева.

Результаты и обсуждение

Результат РФА и микроскопического анализа исходной графитовой смеси представлен на рис. 1. Видно, что все дифракционные максимумы соответствуют фазе графита с гексагональной кристаллической решеткой, следов других фаз было не обнаружено (рис. 1а). На рис. 1б представлено СЭМ-изображение исходной графитовой смеси. Показано, что данный углеродный материал можно отнести к мелкозернистому типу с хлопьевидной структурой. В основной массе частицы графита имеют неправильную форму и полидисперсны, их размер варьируется от нескольких до десятков мкм. При большем увеличении было замечено, что в материале присутствуют открытые мезо- и микропоры, что характерно для углеродных материалов.

На рис. 2 представлены результаты анализа распределения частиц графита по размерам для образца исходной смеси и образцов, обработанных в 3 выбранных установках в течение заданного времени.

С целью получения полидисперсного распределения частиц в исходном образце была взята графитовая смесь. Однако, полученный результат анализа дисперсности частиц графита на рис. 2а показывает, что в исходной смеси распределение частиц по размерам близкое к нормальному с максимумом распределения — 78 мкм. В образце присутствует фракция частиц менее 10 мкм, но ее количество не превышает 5 %. Максимальный размер частиц в исходной смеси больше 200 мкм.

Результат обработки исходного образца в планетарной мельнице Pulverisette 7 в течение 60 мин (рис. 2б) показывает, что на графике распределения частиц по размерам имеются 2 пика, соответствующие значениям размера частиц 12 и 24 мкм. Это говорит о бимодальности распределения, при этом максимальное значение распределения составило 24 мкм.

При обработке графитовой смеси в аппарате ABC-80 в течение 10 мин (рис. 2в) на графике распределения частиц по размерам присутствует один достаточно узкий пик с максимумом, приходящимся на 13 мкм.

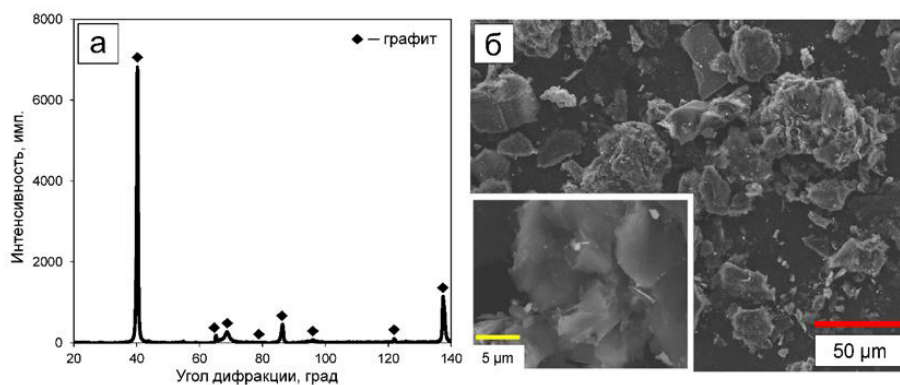


Рис. 1. Рентгенограмма (а) и СЭМ-изображения (б) исходной графитовой смеси

Fig. 1. XRD pattern (a) and SEM photographs (b) of initial graphite mixture

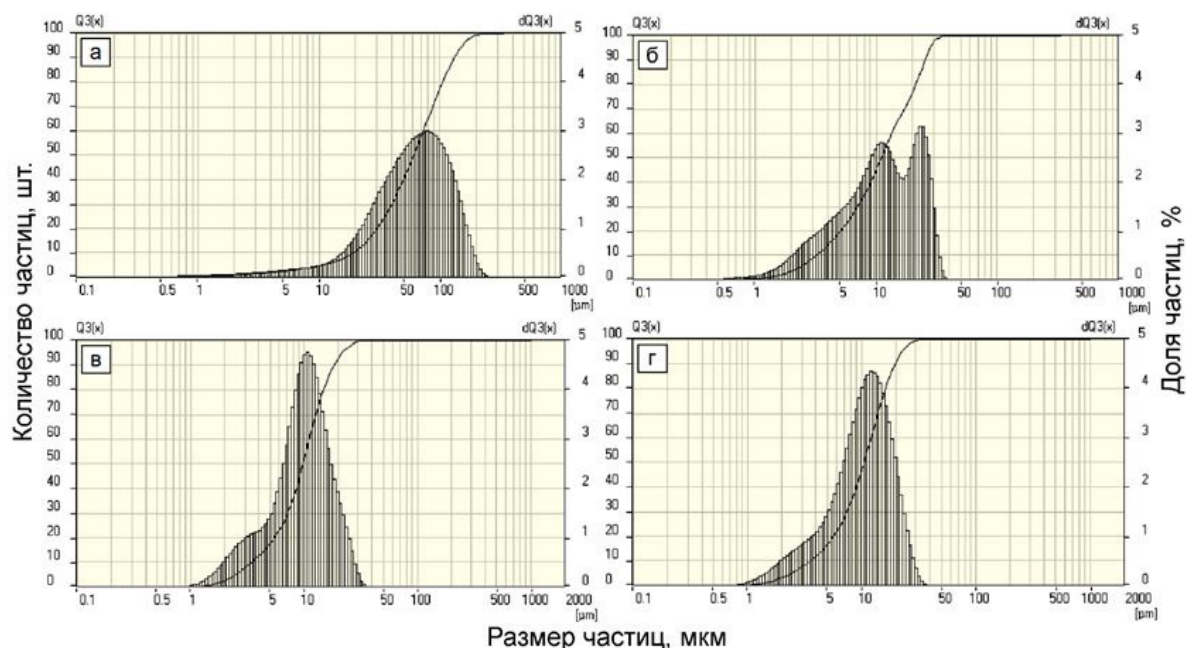


Рис. 2. Распределение частиц графита по размерам в исходном и обработанных в разных установках образцах графитовой смеси:
а) исходный образец, б) Pulverisette 7 (60 мин), в) ABC-80 (10 мин), г) УАП-3 (10 мин)

Fig. 2. The size distribution of graphite particles of the initial sample and samples processed in different devices:
а) initial sample, б) Pulverisette 7 (60 min), в) AVS-80 (10 min), г) UAP-3 (10 min)

Аналогично, при обработке графитовой смеси в аппарате УАП-3 лишь в течение 10 мин (рис. 2г) распределение частиц имеет такой же вид, как и в случае обработки в ABC-80, однако пик максимума чуть сместился налево, его величина приходится на 11 мкм.

Следует отметить, что по сравнению с случаем измельчения графитовой смеси в аппарате УАП-3, обработка материала в аппарате ABC-80 за 10 мин позволяет получить мелкие частицы графита с более узким распределением по размерам.

Обработка смеси в обоих случаях с применением технологии вихревого слоя ферромагнитных тел дает результат гораздо лучше, чем при использовании метода измельчения в планетарной мельнице, а именно, за более короткое время можно получить более мелкие частицы графита с узким распределением по размерам. Видно, что измельчение в планетарной мельнице главным образом происходит за счет простого механического удара и истирающего воздействия мелющих шаров на частицы графитовой смеси. В то время как при измельчении материала в установках вихревого слоя, в рабочей зоне, в единице ее объема сконцентрирована огромная энергия вихревого электромагнитного поля, которая вызывает вращение ферромагнитных тел с чрезвычайно большой скоростью (3200 об/мин). Интенсивное механическое воздействие ферромагнитных частиц на обрабатываемый материал в совокупности с рядом различных физико-химических эффектов (кавитация, ультразвук и др.) [2–5] позволяет достичь высокого уровня его измельчения и активации.

На рис. 3 представлены результаты электронно-микроскопического анализа частиц графитовой смеси в ходе обработки в разных установках.

По результатам измельчения графитовой смеси в планетарной мельнице Pulverisette 7 (рис. 3а) показано, что обработка в течение часа привела к уменьшению размеров частиц, но в образце остаются частицы, существенно отличающиеся по размерам (1–50 мкм). Полидисперс-

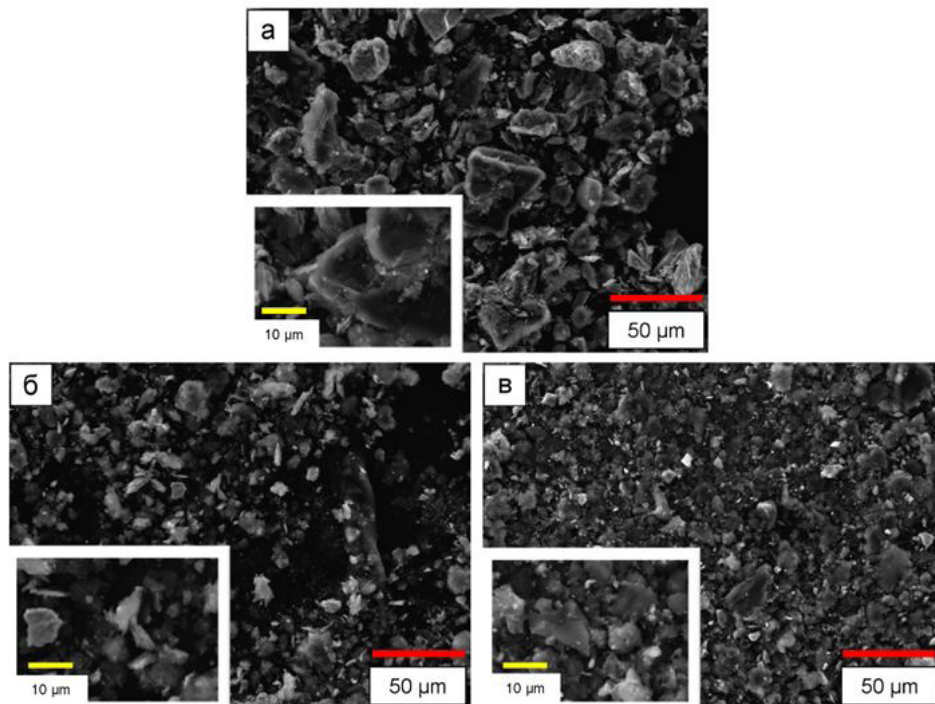


Рис. 3. СЭМ-изображения частиц графитовой смеси после обработки в:
а) Pulverisette 7 (60 мин), б) ABC-80 (10 мин), в) УАП-3 (10 мин)

Fig. 3. SEM photographs of graphite particles after processing in:
а) Pulverisette 7 (60 min), б) AVS-80 (10 min), в) UAP-3 (10 min)

ность полученного образца и наличие в нем достаточно крупных частиц говорит о необходимости дальнейшего измельчения.

Анализ СЭМ-изображения, представленного на рис. 3б, выявляет, что при измельчении графитовой смеси в аппарате ABC-80 после 10 минут обработки средний размер выравнивается и стремится к размеру от 5 до 15 мкм. Форма частиц хлопьевидная.

Процесс измельчения в УАП-3 (рис. 3в) аналогичный, имеющий место при обработке в ABC-80. После 10 минут обработки в образце графитовой смеси главным образом имеются частицы размером от несколько до 15 мкм. При большем увеличении можно увидеть некоторое количество частиц размером меньше 1 мкм, но их доля невысока. Данные электронной микроскопии полностью согласуются с данными лазерного анализатора.

Обобщенные результаты проведенных экспериментов по измельчению графитовой смеси при механической обработке используя разные технологии приведены в табл. 2 и на рис. 4.

Кинетика роста фракции частиц графита размером в интервале 10-20 мкм (рис. 4) определялась следующим образом: при измельчении графитовой смеси в данной установке через разные промежутки времени получали образцы, для которых дальше проводили исследование распределения частиц по размерам с помощью лазерного анализатора. Полученные гисторааммы распределения частиц по размерам позволяют определить долю фракции частиц размером 10-20 мкм для каждого образца. Затем по этим данным построили кривые зависимости величины доли фракции частиц размером 10-20 мкм от времени измельчения.

Пробы, измельчаемые в аппаратах вихревого слоя брались через промежутки времени: 1, 2, 3, 5, 7, 10, 15, 20 мин, а в случае измельчения в планетарной мельнице: 1, 2, 3, 5, 7, 10, 20, 40, 60 мин.

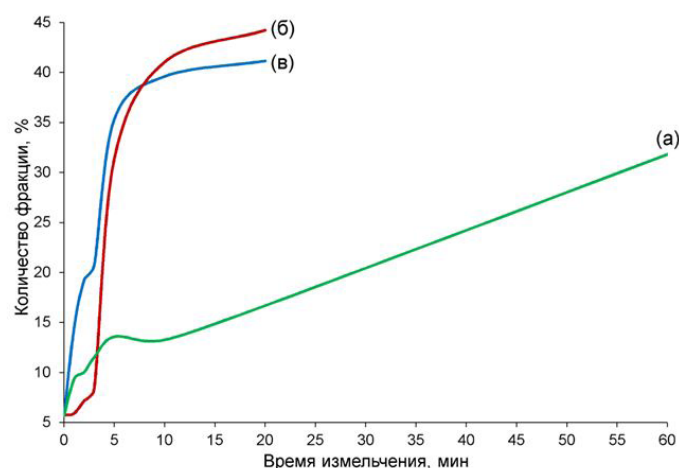


Рис. 4. Кинетика роста фракции частиц графита в интервале размеров от 10 до 20 мкм, измельченных в разных установках: а) Pulverisette 7, б) ABC-80, в) УАП-3

Fig. 4. The growth kinetic of graphite particles fraction in the size range from 10 to 20 μm , milled using different devices: а) Pulverisette 7, б) AVS-80, в) UAP-3

Таблица 2

Обобщенные результаты механической обработки графитовой смеси

Table 2

Generalized results of the mechanical processing of the graphite mixture

Установка	Мощность, кВт	Время обработки, мин	Максимум распределения, мкм	Количество пиков
Pulverisette 7	1,1	20	52	7
		60	24	2
ABC-80	2	5	16	1
		10	13	1
		20	13	1
УАП-3	25	5	12	1
		10	11	1
		20	11	1

Из табл. 2 следует, что эффективное измельчение графитовой смеси фактически достиглось за 5-10 мин обработки в аппаратах вихревого слоя УАП-3 и ABC-80. Дальнейшая обработка материала использованием данной технологии практически не приводит к смещению максимумов распределения частиц графита по размерам в область меньших значений.

Несмотря на то, что планетарная мельница обладает способностью к измельчению материала до уровней размеров частиц, близких к достигаемым значениям при обработке в аппаратах вихревого слоя, ей требуется гораздо больше времени. Это свидетельствует о ее меньшей эффективности.

На рис. 4 видно, что в течение первых 5-ти минут обработка в аппарате УАП-3 (рис. 4в) показывает лучшие результаты, однако при дальнейшем помоле в аппарате ABC-80 (рис. 4б) удается получить большую долю частиц в размере 10-20 мкм (т.е. в общем сузить распределение частиц

графита по размерам). В обоих случаях применения механической обработки в аппаратах вихревого слоя, увеличение времени обработки от 10 до 20 мин и дальше не принесло заметных изменений в результате измельчения графитовой смеси.

В случае измельчения материала в установке Pulverisette 7 (рис. 4а) видна заметная тенденция роста количества фракции частиц таких размеров, но в течение большего времени, чем при использовании технологии размол в аппаратах вихревого слоя. Можно сделать вывод, что в планетарной мельнице измельчение графита происходило с более низкой скоростью и эффективностью по сравнению со случаем в аппаратах вихревого слоя.

Выводы

Установлено, что обработка в планетарной мельнице Pulverisette 7 в течение 60 мин приводит к получению полидисперсных частиц графитовой смеси, характеризующихся широким бимодальным распределением с ярко выраженными пиками максимумов в 12, 24 мкм соответственно.

Показано, что измельчение графитовой смеси в аппаратах вихревого слоя УАП-3 и АВС-80 позволяет достигать узкого распределения частиц по размерам с максимумами распределения 13 и 11 мкм соответственно, что говорит о преимуществе и эффективности данной технологии по сравнению с случаем измельчения графитовой смеси в планетарной мельнице.

Эффективное измельчение графитовой смеси фактически достиглось за 5-10 мин обработки в аппаратах вихревого слоя. Дальнейшая обработка материала использованием данной технологии не принесло заметных изменений в результате измельчения графитовой смеси.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Ходаков Г.С.** Физика измельчения. М.: Наука. 1972. 307 с.
- [2] **Логвиненко Д.Д., Шеляков О.П.** Интенсификация технологических процессов в аппаратах вихревого слоя. Киев: Техника. 1976. 113 с.
- [3] **Вершинин И.Н., Вершинин Н.П.** Аппараты с вращающимся электромагнитным полем. Сальск.: Передовые технологии XXI века. 2007. 368 с.
- [4] **Nguyen V.M., Karunakaran G., Konyukhov Y.** Effect of Mixing Modes and Nano Additives on the Densification and Sintering Behavior of Tungsten Material Under Spark Plasma Sintering // Journal of Cluster Science. 2017. Vol. 28(5). P. 2905–2917.
- [5] **Nguyen V.M., Khanna R., Konyukhov Y., Nguyen T.H., Burmistrov I., Levina V. Golov I., Karunakaran G.** Spark Plasma Sintering of Cobalt Powders in Conjunction with High Energy Mechanical Treatment and Nanomodification // Processes. 2020. Vol. 8(5). 627 p.
- [6] **Аввакумов Е.Г.** Механические методы активации химических процессов. Новосибирск: Наука. 1987. 205 с.
- [7] **Мищенко М.В., Боков М.М., Гришаев М.Е.** Активация технологических процессов обработки материалов в аппаратах с вращающимся электромагнитным полем // Фундаментальные исследования. 2015. No. 2. С. 3508–3512.
- [8] **Кузнецов Д.В., Костицын М.А., Конюхов Ю.В.** Разработка методики модифицирования наноматериалами муллитокорундовых смесей в аппаратах с высокоинтенсивным вращающимся электромагнитным // Новые огнеупоры. 2012. No. 2. С. 35–40.
- [9] **Рыжонков Д.И., Нгуен В.М., Конюхов Ю.В.** Кинетические закономерности процессов водородного восстановления нанопорошка α -Fe₂O₃ при энергомеханической обработке в электромагнитном поле // Физика и химия обработки материалов. 2018. No. 1. С. 66–74.
- [10] **Yin L., Deng C., Deng F., Ge X.** Analysis of the interaction energies between and within graphite particles during mechanical exfoliation // New Carbon Materials. 2018. Vol. 33. No. 5. P. 449–459.

- [11] **Han Y., Lai K.C., Lii-Rosales A., Tringidesa M.C., Evans J.W., Thiela P.A.** Surface energies, adhesion energies, and exfoliation energies relevant to copper-graphene and copper-graphite systems. *Surface Science*. 2019. Vol. 685. P. 48–58.
- [12] **Shaji S., Radhakrishnan V.** An investigation on surface grinding using graphite as lubricant // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2002. Vol. 42. P. 733–740.
- [13] **Martinez D.S.T., Damasceno J.P.V., Franqui L.S., Bettini J., Mazali I.O., Strauss M.** Structural aspects of graphitic carbon modified SBA-15 mesoporous silica and biological interactions with red blood cells and plasma proteins // *Materials Science and Engineering: C*. 2017. T. 78. C. 141–150.
- [14] **Kjeang E., McKechnie J., Sinton D., Djilali N.** Planar and three-dimensional microfluidic fuel cell architectures based on graphite rod electrodes. *Journal of Power Sources*. 2007. Vol. 168. No. 2. P. 379–390.
- [15] **Heckmann A., Meister P., Gao P., Winter M., Placke T.** Synthesis of Spherical Graphite Particles Possessing a Definable Size and Their Application in Dual-Graphite Cells // *The Electrochemical Society*. 2015. No. 4. P. 720–720.
- [16] **Peng T., Chang I.** Uniformly dispersion of carbon nanotube in aluminum powders by wet shake-mixing approach // *Powder Technology*. 2015. Vol. 284. P. 32–39.
- [17] **Pragatheeswaran A., Ravi R., Bakshi S.R.** Microstructural and morphological changes during ball milling of Copper-Silver-Graphite flake mixtures // *Advanced Powder Technology*. 2019. Vol. 30. P. 2759–2767.
- [18] **Yoon J., Kim I.T., Bae J., Hur J.** High-performance ZnS@graphite composites prepared through scalable high-energy ball milling as novel anodes in lithium-ion batteries // *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*. 2019. Vol. 76. P. 258–267.
- [19] **Jalili F., Zhiani M., Kamali S.** Preparation and evaluation of a new hybrid support based on exfoliation of graphite by ball milling for Ni nanoparticles in hydrogen evolution reaction // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2018. Vol. 30. P. 1–9.
- [20] **Sivakkumar S.R., Milev A.S., Pandolfo A.G.** Effect of ball-milling on the rate and cycle-life performance of graphite as negative electrodes in lithium-ion capacitors // *Electrochimica Acta*. 2011. Vol. 56(27). P. 9700–9706.
- [21] **Yue X., Yu K., Ji L., Wang Z., Zhang F., Qian L., Zhang R.** Effect of heating temperature of expandable graphite on amorphization behavior of powder expanded graphite-Fe mixtures by ball-milling // *Powder Technology*. 2011. Vol. 211(1). P. 95–99.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

НГУЕН Тиен Хиеп — аспирант, Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, без степени.

E-mail: htnru7@yandex.ru

НГУЕН Ван Минь — Институт исследований и разработок, Университет Дуя Тана, Вьетнам, канд. техн. наук.

E-mail: chinhnhan88@gmail.com

КОНЮХОВ Юрий Владимирович — доцент, доктор технических наук, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», д-р техн. наук.

E-mail: martensit@mail.ru

ВВЕДЕНСКАЯ Ирина Андреевна — студент-магистр, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», без степени.

E-mail: vvkrak@yandex.ru

ВАСИЛЬЕВ Андрей Александрович — аспирант, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», без степени.

E-mail: raver.vasiljev@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 12.06.2020

REFERENCES

- [1] **G.S. Khodakov**, Fizika izmelcheniya. M.: Nauka. 1972. 307 s.
- [2] **D.D. Logvinenko, O.P. Shelyakov**, Intensifikatsiya tekhnologicheskikh protsessov v apparatakh vikhrevogo sloya. Kiyev: Tekhnika. 1976. 113 s.
- [3] **I.N. Vershinin, N.P. Vershinin**, Apparaty s vrashchayushchimsya elektromagnitnym polem. Salsk.: Peredovyye tekhnologii XXI veka. 2007. 368 s.
- [4] **V.M. Nguyen, G. Karunakaran, Y. Konyukhov**, Effect of Mixing Modes and Nano Additives on the Densification and Sintering Behavior of Tungsten Material Under Spark Plasma Sintering // Journal of Cluster Science. 2017. Vol. 28(5). P. 2905–2917.
- [5] **V.M. Nguyen, R. Khanna, Y. Konyukhov, T.H. Nguyen, I. Burmistrov, V. Levina, I. Golov, Karunakaran G.** Spark Plasma Sintering of Cobalt Powders in Conjunction with High Energy Mechanical Treatment and Nanomodification // Processes. 2020. Vol. 8(5). 627 p.
- [6] **Ye.G. Avvakumov**, Mekhanicheskiye metody aktivatsii khimicheskikh protsessov. Novosibirsk: Nauka. 1987. 205 s.
- [7] **M.V. Mishchenko, M.M. Bokov, M.Ye. Grishayev**, Aktivatsiya tekhnologicheskikh protsessov obrabotki materialov v apparatakh s vrashchayushchimsya elektromagnitnym polem // Fundamentalnyye issledovaniya. 2015. No. 2. S. 3508–3512.
- [8] **D.V. Kuznetsov, M.A. Kostitsyn, Yu.V. Konyukhov**, Razrabotka metodiki modifitsirovaniya nanomaterialami mullitokorundovykh smesey v apparatakh s vysokointensivnym vrashchayushchimsya elektromagnitnym polem // Novyye ognepory. 2012. No. 2. S. 35–40.
- [9] **D.I. Ryzhonkov, V.M. Nguyen, Yu.V. Konyukhov**, Kineticheskiye zakonomernosti protsessov vodorodnogo vosstanovleniya nanoporoshka α -Fe₂O₃ pri energomekhanicheskoy obrabotke v elektromagnitnom pole // Fizika i khimiya obrabotki materialov. 2018. No. 1. S. 66–74.
- [10] **L. Yin, C. Deng, F. Deng, X. Ge**, Analysis of the interaction energies between and within graphite particles during mechanical exfoliation // New Carbon Materials. 2018. Vol. 33. No. 5. P. 449–459.
- [11] **Y. Han, K.C. Lai, A. Lii-Rosales, M.C. Tringidesa, J.W. Evans, P.A. Thiel**, Surface energies, adhesion energies, and exfoliation energies relevant to copper-graphene and copper-graphite systems. Surface Science. 2019. Vol. 685. P. 48–58.
- [12] **S. Shaji, V. Radhakrishnan**, An investigation on surface grinding using graphite as lubricant // International Journal of Machine Tools & Manufacture. 2002. Vol. 42. P. 733–740.
- [13] **D.S.T. Martinez, J.P.V. Damasceno, L.S. Franqui, J. Bettini, I.O. Mazali, M. Strauss**, Structural aspects of graphitic carbon modified SBA-15 mesoporous silica and biological interactions with red blood cells and plasma proteins // Materials Science and Engineering: C. 2017. T. 78. S. 141–150.
- [14] **E. Kjeang, J. McKechnie, D. Sinton, N. Djilali**, Planar and three-dimensional microfluidic fuel cell architectures based on graphite rod electrodes. Journal of Power Sources. 2007. Vol. 168. No. 2. P. 379–390.
- [15] **A. Heckmann, P. Meister, P. Gao, M. Winter, T. Placke**, Synthesis of Spherical Graphite Particles Possessing a Definable Size and Their Application in Dual-Graphite Cells // The Electrochemical Society. 2015. No. 4. P. 720–720.
- [16] **T. Peng, I. Chang**, Uniformly dispersion of carbon nanotube in aluminum powders by wet shake-mixing approach // Powder Technology. 2015. Vol. 284. P. 32–39.

- [17] **A. Pragatheeswaran, R. Ravi, S.R. Bakshi**, Microstructural and morphological changes during ball milling of Copper-Silver-Graphite flake mixtures // *Advanced Powder Technology*. 2019. Vol. 30. P. 2759–2767.
- [18] **J. Yoon, I.T. Kim, J. Bae, J. Hur**, High-performance ZnS@graphite composites prepared through scalable high-energy ball milling as novel anodes in lithium-ion batteries // *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*. 2019. Vol. 76. P. 258–267.
- [19] **F. Jalili, M. Zhiani, S. Kamali**, Preparation and evaluation of a new hybrid support based on exfoliation of graphite by ball milling for Ni nanoparticles in hydrogen evolution reaction // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2018. Vol. 30. P. 1–9.
- [20] **S.R. Sivakkumar, A.S. Milev, A.G. Pandolfo**, Effect of ball-milling on the rate and cycle-life performance of graphite as negative electrodes in lithium-ion capacitors // *Electrochimica Acta*. 2011. Vol. 56(27). P. 9700–9706.
- [21] **X. Yue, K. Yu, L. Ji, Z. Wang, F. Zhang, L. Qian, R. Zhang**, Effect of heating temperature of expandable graphite on amorphization behavior of powder expanded graphite-Fe mixtures by ball-milling // *Powder Technology*. 2011. Vol. 211(1). P. 95–99.

THE AUTHORS

NGUYEN Tien Hiep — *National University of Science and Technology MISiS.*

E-mail: htnru7@yandex.ru

NGUYEN Van Minh — *Institute of Research and Development, Duy Tan University.*

E-mail: chinhnhan88@gmail.com

KONYUKHOV Yuri V. — *National University of Science and Technology MISiS.*

E-mail: martensit@mail.ru

VVEDENSKAYA Irina A. — *National University of Science and Technology MISiS.*

E-mail: vvkrak@yandex.ru

VASILEV Andrei A. — *National University of Science and Technology MISiS.*

E-mail: raver.vasiljev@mail.ru

Received: 12.06.2020



DOI: 10.18721/JEST.26308

УДК 621.74.01:681.3.06

*В.М. Голод, Д.К. Ле*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия**ОБОБЩЕННОЕ УРАВНЕНИЕ МЕЗОМАСШТАБНОГО
РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВТОРИЧНЫХ МЕЖДУОСНЫХ
ПРОМЕЖУТКОВ ДЕНДРИТОВ ДЛЯ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ**

Необходимость прогнозирования дендритной структуры отливок для обеспечения их качества путем моделирования литейных процессов остается актуальной в силу сложности морфологии мезомасштабного массива отдельных ветвей и стволов, адекватное описание эволюции которых, невзирая на многочисленные попытки, не реализовано. В работе рассмотрена и успешно решена задача обобщенного количественного отображения кинетики совместной конкурентной кристаллизации значительного массива дендритных ветвей на основе металлографического анализа размеров междуосных промежутков путем статистического анализа микроструктуры образцов, часть из которых получена путем закалки затвердевающего расплава. Показано, что применение математического аппарата логнормального распределения случайных величин для серии репрезентативных массивов вторичных междуосных промежутков стальных отливок обеспечивает эффективную свертку экспериментальной информации, обобщенные параметры которой позволяют получить описание дендритной эволюции. Использование математического аппарата логнормального распределения случайных величин делает возможным проведение расчетной оценки неоднородности мезомасштабной дендритной структуры, а также расчет ранее недоступных значений и структурно-зависимых характеристик непрерывного скелета твердой фазы и его фильтрационной проницаемости при моделировании образующихся усадочных пустот.

Ключевые слова: дендритная структура, вторичные междуосные промежутки, локальная структурная неоднородность, статистические модели, логнормальное распределение, литейные процессы.

Ссылка при цитировании:

Голод В.М., Ле Д.К. Обобщенное уравнение мезомасштабного распределения вторичных междуосных промежутков дендритов для стального литья // *Материаловедение. Энергетика*. 2020. Т. 26, № 3. С. 101–116. DOI: 10.18721/JEST.26308

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

V.M. Golod, D.C. Le

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

**GENERALIZED EQUATION OF MESOSCALE DISTRIBUTION
OF SECONDARY DENDRITE ARM SPACINGS FOR STEEL CASTING**

The need to predict the dendritic structure of castings to ensure their quality by modeling of casting processes remains relevant due to the complexity of the morphology of the mesoscale array of individual branches and trunks, an adequate description of the evolution of which, despite numerous attempts, has not been implemented. The paper considers and successfully solves the problem of a generalized quantitative representation of the kinetics of joint competitive crystallization of a significant array of dendritic branches on the basis of a metallographic

analysis of the sizes of dendrite arm spacings by means of a statistical analysis of the samples microstructure. Some of the samples were obtained by quenching the solidifying melt. It is shown that the use of the mathematical apparatus of the lognormal distribution of random variables for a series of representative arrays of secondary dendrite arm spacings of steel castings provides an effective convolution of experimental information, the generalized parameters of which make it possible to obtain a description of the dendritic evolution. The use of the mathematical apparatus of the lognormal distribution of random variables makes it possible to carry out a computational assessment of the heterogeneity of the mesoscale dendritic structure, as well as to calculate previously inaccessible values and structure-dependent characteristics of the continuous skeleton of the solid phase and its filtration permeability when modeling the resulting shrinkage voids.

Keywords: dendritic structure, secondary dendrite arm spacings, local structural heterogeneity, statistical models, lognormal distribution, casting processes.

Citation:

V.M. Golod, D.C. Le, Generalized equation of mesoscale distribution of secondary dendrite arm spacings for steel casting, *Materials Science. Power Engineering*, 26 (03) (2020) 101–116, DOI: 10.18721/JEST.26308

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

Введение. Целью настоящей работы является исследование закономерностей формирования мезомасштабной неоднородности дендритной структуры, возникающей в процессе объемной кристаллизации сплавов, на основе использования статистического аппарата логнормального распределения наблюдаемых структурных изменений. В доступной русско- и англоязычной литературе отсутствуют публикации, ориентированные на исследование логнормальных распределений в структуре литых металлических сплавов. Исключение составляют ранее опубликованные данные по дендритной структуре группы литых алюминиевых сплавов, где впервые была статистически обоснована гипотеза логнормального распределения относительных междоузельных промежутков $\lambda_2/(\lambda_2)_{cp}$ для значительного массива экспериментальных данных [1], что ставит при выполнении настоящей работы дополнительную задачу методологического развития выявленного эффективного математического инструментария и оценки его дальнейших перспектив.

Объекты исследования и обработка экспериментальных данных

Дендритная структура литого металла, характеризующаяся обычно экспериментальной величиной λ_2 – средним значением вторичных междоузельных промежутков, несмотря на ее многолетние исследования [2–6 и др.], до сих пор не отвечает той степени изученности, которая бы позволила сочетать обобщенные опытные данные с их теоретическим моделированием для анализа и прогнозирования литейных процессов (течение и остановка двухфазного потока, возникновение усадочных пустот, образование горячих трещин и т.д.). При моделировании литейных процессов вследствие экспериментальной и/или теоретической сложности надежного определения параметров дендритной структуры [6–9] используют приближенные статистические оценки или значения, получаемые с помощью полуэмпирических выражений, что радикально ухудшает прогностическое качество моделирования и возможность объективной оценки разрабатываемой технологии [7–12]. Существующие представления о формировании дендритов и их срастании в непрерывный скелет при последовательном изменении морфологии образующегося твердо-жидкого ансамбля случайно ориентированных стволов и боковых ветвей, носят весьма схематичный характер [13–14] и не позволяют количественно характеризовать кинетику дендритной кристаллизации в рамках системного анализа неравновесной кристаллизации и прогнозировать возникающую структурную и ликвационную неоднородность. По этой причине актуальной задачей

компьютерного анализа взаимосвязанных литейных процессов различной природы (кристаллизационной, диффузионной, капиллярной и др.) является накопление обширного массива данных по дендритной структуре различных сплавов [16–17] и активный поиск математических моделей для обобщения экспериментального материала с целью формирования на его основе математического аппарата, описывающего неоднородную мезомасштабную структуру.

В качестве подобных моделей используют статистические уравнения различного рода, используемые для включения дендритных параметров ($\lambda_1, \lambda_2, \sigma_\lambda$) в число предикторов ряда важных литейных характеристик. Накопленный эмпирический материал и теоретический анализ, опирающийся на представления о формировании на определенном этапе объемной дендритной кристаллизации скелета непрерывной твердой фазы, свидетельствует, что в результате смыкания и срастания мезомасштабного ансамбля боковых ветвей различной толщины, протяженности и взаимной ориентации, происходит радикальное изменение характера течения расплава в объемных пустотах скелета, проницаемость которого зависит от локальной структурной неоднородности ветвей при их возникновении и условий дальнейшего сопряженного радиального роста при непрерывном выделении и растворении твердой фазы по механизму дендритной коалесценции [1].

Ансамблевые дисперсные композиции в процессах структурных превращений обнаруживают двойной характер взаимного влияния слагающих его частей (компонентов) на ход процесса [18–19]. Наиболее распространены представления об *аддитивном* влиянии, которое со стороны отдельной части системы (зерна, элемента, компонента и т.д.) является весьма малым (s_i) и вносит свой вклад S , определяемый *суммарным* эффектом большого числа N воздействий, зависящим от коэффициента α_i : $S = \sum_{i=1}^N \alpha_i s_i$. Такие системы и процессы в них описываются *нормальным* статистическим распределением наблюдаемых изменений системных параметров x ¹:

$$F(x, \mu, \sigma) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x \exp\left[-\frac{1}{2\sigma^2}(x - \mu)^2\right], \quad (1)$$

где μ – среднее значение x ; σ – стандартное отклонение x от среднего.

Наряду с указанными выше в ряде случаев ансамблевые дисперсные композиции обнаруживают *мультипликативный* характер влияния отдельных частей на ход процесса структурных превращений, приводящий к их существенному изменению, которое непрерывно накапливается $S = \prod_{i=1}^N \alpha_i s_i$. В результате проявления и распространения в объеме системы таких локальных воздействий характер структурных изменений эволюционирует и приводит к прогрессирующим последствиям, которые описываются *логнормальным* статистическим распределением наблюдаемых изменений системных параметров z [18, 19]:

$$F(z, \mu, \sigma) = \frac{1}{\sigma z \sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^z \exp\left\{-\frac{1}{2\sigma^2}[\ln(z) - \mu]^2\right\}, \quad (2)$$

где z – переменная, принимающая различную форму в зависимости от характера рассматриваемой задачи; μ – среднее значение $\ln(z)$; σ – стандартное отклонение $\ln(z)$ от его среднего значения. Концепция *логнормального* распределения случайных величин, которая получила убедительное подтверждение широкой применимости при анализе кинетики процессов, затрагивающих экономические, популяционные, механические и структурные превращения особого класса в

¹ Вероятностные разделы математики: учебник для бакалавров технических направлений, под ред. Ю.Д. Максимова. СПб., «Иван Федоров», 2001. 592 с.

системах различной природы, отличающихся особым характером взаимодействия объединяемых ими случайных компонентов [17, 20].

В качестве объекта изучения выбрана наиболее распространенная равноосная дендритная структура обширной группы сталей различного состава, получаемая при изготовлении машиностроительных отливок, затвердевающих при скоростях охлаждения, характерных для неметаллических форм и изложниц.

Для проведения исследований в работе использованы результаты микроструктурных измерений междоусных промежутков боковых ветвей дендритов (рис. 1, а), выявленных на травленных шлифах в образцах, вырезанных из стальных отливок различного состава (табл. 1) при изменении локальной продолжительности затвердевания в пределах от 100 до 300 с (образцы 1-7 углеродистых и низколегированных марок [3]) и от 120 до 1100 с (образцы 8-10 из средней части по высоте слитка высоколегированной стали 10X16H25M2T [19] массой 500 кг на удалении от поверхности соответственно на 100, 140 и 175 мм).

Таблица 1
Химический состав и условия затвердевания исследованных образцов стали

Chemical composition and conditions of solidification of the studied steel samples

Номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8-10
C, %	0,11	0,12	0,18	0,19	0,36	0,69	1,01	0,08
Si, %	0,12	0,27	0,44	0,40	0,27	0,23	0,25	0,51
Mn, %	1,25	1,53	1,26	1,42	0,58	0,72	0,46	1,66
Cr, %	—	—	—	—	0,08	—	—	15,5
Ni, %	—	—	—	0,13	0,05	—	—	24,3
Δt_{LS} , K	65	75	80	65	75	120	140	30
τ_{LS} , с	240	230	210	210	230	250	300	300-450
Примечание: Δt_{LS} — температурный интервал затвердевания; τ_{LS} — локальная продолжительность затвердевания								

Сводные данные табл. 1, свидетельствующие о значительных пределах варьирования химического состава сплавов и различии условий затвердевания исследованных образцов, позволили получить многофакторную информацию об их дендритной микроструктуре, являющейся основным объектом последующего статистического анализа размеров вторичных междоусных промежутков дендритов.

Регистрация размеров междоусных промежутков и формирование статистических массивов $X[\lambda_2]$, характеристики которых представлены в табл. 2, производилась после соответствующего травления образцов с помощью системы анализа изображений Thixomet Pro и оптического микроскопа Techno Meiji IM 7200 на основе серии более 300 измерений для каждого из образцов (8-10) сплава 10X16H25M2T [19] и по 50-120 измерений для углеродистых и низколегированных сталей (1-7) [3], дендритная структура которых выявлена путем закалки твердо-жидкого металла при выделении от 40 до 80 % твердой фазы.

Приведенные в левой части табл. 2 характеристики структуры исследованных образцов $X[\lambda_2]$ для массивов первичных экспериментальных данных дают возможность оценить значительную неоднородность равноосных дендритных кристаллитов с помощью значений λ_2 по наблюдаемому размаху $X_{max} - X_{min}$, а также — величину стандартного отклонения $\sigma_x = \sqrt{D_x}$, дисперсии D_x и коэффициента асимметрии A_x для последующего вычисления характерных относительных параметров.

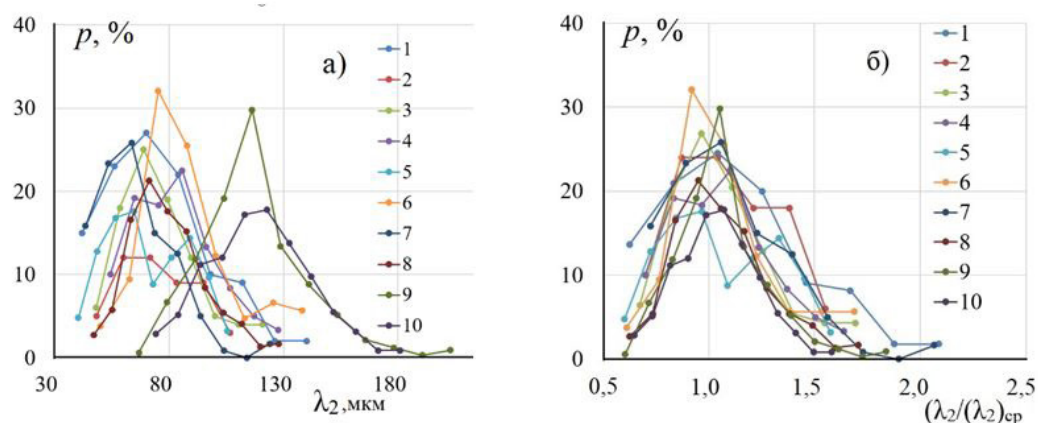


Рис. 1. Сводные гистограммы распределения частоты p исходных размеров λ_2 (а) и частоты относительных размеров вторичных междоусных промежутков дендритов $\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{ср}}$ (б) в исследованных литых образцах из сталей различных марок

Fig. 1. Summary histograms of the distribution of the frequency p of the initial dimensions λ_2 (a) and the frequency of the relative dimensions of the secondary dendrite arm spacings $\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{ср}}$ (b) in the investigated cast samples of steels of various grades

Таблица 2

Статистические параметры массивов $X[\lambda_2]$ и $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{ср}})]$ для исследованных образцов стали

Table 2

Statistical parameters of arrays $X[\lambda_2]$ and $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{ср}})]$ for the investigated steel samples

Номер образца	Массив $X[\lambda_2]$					Массив $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{ср}})]$				
	$X_{\min}^*$, МКМ	$X_{\text{ср}}^*$, МКМ	$X_{\max}^*$, МКМ	D_X^* , МКМ ²	A_X	$Y_{\min}$	$Y_{\text{ср}}$	$Y_{\max}$	D_Y	A_Y
1	28	67	140	517	0,67	-0,88	-0,06	0,74	0,12	-0,14
2	37	69	107	279	0,23	-0,63	-0,03	0,44	0,06	-0,28
3	38	71	121	333	0,78	-0,64	-0,03	0,53	0,06	0,08
4	44	78	128	347	0,48	-0,57	-0,03	0,50	0,06	-0,01
5	32	67	105	313	0,22	-0,73	-0,04	0,45	0,07	-0,18
6	37	82	138	439	0,83	-0,78	-0,03	0,52	0,06	0,11
7	33	60	124	271	0,98	-0,59	-0,04	0,73	0,07	0,21
8	40	75	128	289	0,59	-0,66	-0,03	0,53	0,05	-0,04
9	54	111	203	535	0,82	-0,71	-0,02	0,61	0,04	0,02
10	65	114	181	476	0,17	-0,57	-0,02	0,46	0,04	-0,33
Среднее значение	$X_{\min}^*$	$X_{\text{ср}}^*$	$X_{\max}^*$	D_X^*	A_X	$Y_{\min}^*$	$Y_{\text{ср}}^*$	$Y_{\max}^*$	D_Y^*	A_Y^*
	41	80	138	380	0,58	-0,68	-0,03	0,56	0,06	-0,06

Примечания: D , A – дисперсия и коэффициент асимметрии; $X_{\min}^*$, $X_{\text{ср}}^*$, $X_{\max}^*$, $Y_{\min}^*$, $Y_{\text{ср}}^*$, $Y_{\max}^*$ – минимальное, среднее и максимальное значение в исследуемых массивах

Результаты и их обсуждение

1. Статистический анализ экспериментальных данных

На рис. 1,а приведены гистограммы распределения вторичных междоусных промежутков (λ_2) исследованных образцов стали различного состава при варьировании условий их затвердевания – по средней скорости охлаждения от 0,50 К/с (для образцов 1-7) до 0,10 К/с (образцы 8-10) и режиму кристаллизации, прерываемой в образцах 1-7 закалкой жидко-твердого сплава. Эти различия обуславливают значительные масштабы варьирования минимальных X_{min} (28-65 мкм) и максимальных X_{max} (107-203 мкм) характеристик, размаха $(X_{max} - X_{min})/X_{cp}$ (0,68-1,44) и дисперсии D_X/D_X^* (0,71-1,41) относительно их средних значений, а также коэффициента асимметрии A_X/A_X^* (0,17-0,98), что позволяет считать рассматриваемые данные достаточно репрезентативными для значительного круга машиностроительных стальных отливок.

В представленной сводной диаграмме (рис. 1,а) отчетливо выражен несимметричный характер изменения частоты размеров междоусных промежутков – более крутой на восходящих и пологий на нисходящих ветвях относительно расположения вершин гистограмм, где отмечается максимальное значение вероятности (частоты). Эти особенности присущи всем без исключения образцам, при этом наиболее ярко они выражены в образцах 8-10, отличающихся наибольшим размахом гистограмм между минимальными $(\lambda_2)_{min}$ и максимальными $(\lambda_2)_{max}$ значениями.

Преобразование исходных гистограмм (рис. 1,а) путем использования относительных значений $(\lambda_2)/(\lambda_2)_{cp}$ размеров междоусных промежутков (рис. 1,б) при совмещении их локальных координат $(\lambda_2)/(\lambda_2)_{cp} = 1$ приводит к существенному изменению взаимного размещения гистограмм. При сохранении ранее отмеченной их различной асимметричности на рис. 1,б проявляется сходственный характер их геометрии относительно общей вершины $(\lambda_2) = (\lambda_2)_{cp}$ и плотное расположение кривых всего составного ансамбля.

Данные, приведенные в левой части табл. 2, где сопоставлены основные характеристики рассмотренных исходных гистограмм (X_{min} ; X_{cp} ; X_{max} ; D_X ; A_X) и их осредненные значения (X_{min}^* ; X_{cp}^* ; X_{max}^* ; D_X^* ; A_X^*), позволяют дать обобщенную оценку значительной асимметрии, присущей исследованным дендритным структурам, путем сравнения относительных значений $\Delta X_{min} = (X_{cp} - X_{min})/\sigma_X = 2,03 \pm 0,20$ и $\Delta X_{max} = (X_{max} - X_{cp})/\sigma_X = 3,05 \pm 0,30$, используя в качестве масштаба стандартное отклонение σ_X . Значительная асимметрия относительных размеров междоусных промежутков, наблюдаемая на рис. 1,б в широком интервале их значений от $X_{min}[(\lambda_2)/(\lambda_2)_{cp}] = 0,53$ до $X_{max}[(\lambda_2)/(\lambda_2)_{cp}] = 2,09$, обусловлена подобием характера радикальных физико-химических превращений при ее возникновении в мезомасштабных ансамблевых дендритных структурах.

Важным дополнительным подтверждением сделанного выше вывода о *подобии* мезомасштабных статистических массивов формирующихся вторичных дендритных ветвей является отмеченное для всех исследованных сплавов достижение на момент *завершения* или *прерывания* кристаллизации весьма стабильного (с доверительной вероятностью 0,95) соотношения $(X_{max}/X_{min}) = 3,49 \pm \pm 0,30$ с размахом, не превышающим 10 %, в условиях непрерывного изменения текущих значений X_{min} и X_{max} вследствие коалесценции при выделении твердой фазы. Эти оценки свидетельствуют о количественном *структурном подобии*, устойчиво проявляющемся в отношении ряда статистических параметров *мезомасштабного* распределения вторичных междоусных промежутков дендритов.

Сопоставление близких по характеру дендритных гистограмм для различных по химическому составу сталей, приведенных на рис. 1,б в образцах (8-10), *непрерывно* кристаллизовавшихся при затвердевании крупного слитка, с экспериментальными образцами (1-7), полученными путем закалки, свидетельствует о том, что такое подобие кинетики изменения *локальной* дендритной структуры в условиях капиллярно-диффузионной коалесценции вторичных ветвей при *объемном* характере затвердевания не зависит от текущего соотношения долей твердой и жидкой фазы в мезомасштабе и обусловлено его *микромасштабным* характером.

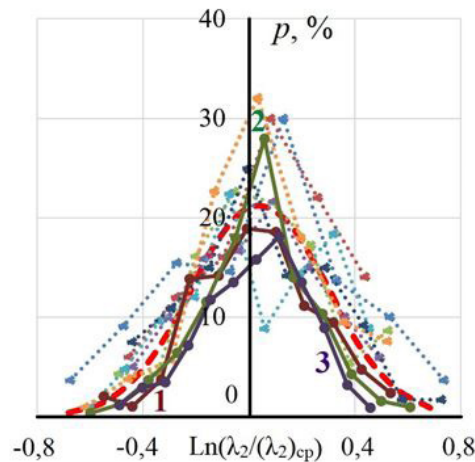


Рис. 2. Сводная диаграмма частоты $p[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ относительных размеров вторичных междоусных промежутков дендритов в исследованных литых образцах (точки для образцов 1-7 и линии для образцов 8-10) в сопоставлении с обобщенной кривой распределения частоты (пунктир) в полулогарифмических координатах

Fig. 2. Summary diagram of the frequency $p[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ of the relative sizes of the secondary dendrite arm spacings of dendrites in the investigated cast samples (points for samples 1-7 and lines for samples 8-10) in comparison with the generalized frequency distribution curve (dotted line) in semi-logarithmic coordinates

На рис. 2 и в правой части табл. 2 приведены результаты преобразования данных сводного массива $X[\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}}]$ на основе использования концепции логнормального распределения случайных величин. Сопоставление характера сводных диаграмм, приведенных на рис. 1,б и рис. 2, отражает главные выявленные при этом особенности логарифмического преобразования $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ для промежуточного набора массивов $X[\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}}]$ относительных размеров $\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}}$ междоусных промежутков вторичных дендритных ветвей. Представленные результаты (рис. 2) демонстрируют симметрию положительных и отрицательных ветвей гистограмм массива $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ (при коэффициенте асимметрии $A_Y^* = -0.06$) и практическое равенство (с доверительной вероятностью 0,95) относительных значений левостороннего $\Delta Y_{\text{min}}^* = (Y_{\text{cp}}^* - Y_{\text{min}}^*)/\sigma_Y^* \approx 2,62$ и правостороннего $\Delta Y_{\text{max}}^* = (Y_{\text{max}}^* - Y_{\text{cp}}^*)/\sigma_Y^* \approx 2,38$ отклонения от нулевого значения при $(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}}) = 1$.

Характер приведенных на рис. 2 гистограмм для всей совокупности исследованных образцов свидетельствует о том, что механизм возникновения мезомасштабной дендритной структуры, обусловленный процессом капиллярно-диффузионной коалесценции вторичных ветвей, является *автомодельным*, поскольку проявляется единообразно в локальных пространственных (от X_{min} до X_{max}), температурных (Δt_{LS}), концентрационных ($\Delta C_{LS} = C_L - C_S$) и временных (τ_{LS}) условиях зоны затвердевания отливки, динамически перемещающейся по сечению отливки. Объемно протекающий процесс коалесценции охватывает в течение всего периода кристаллизации множество локально сопряженных и случайно-ориентированных дендритных ветвей, коалесцирующих между собой при непрерывном понижении температуры, увеличении доли твердой и изменении состава жидкой фазы. Этот период начинается с момента возникновения непрерывного скелета смыкающихся дендритов и завершается с концом затвердевания внутридендритной жидкой фазы.

Результатом этого процесса является взаимосогласованное увеличение как минимальных Y_{min} , так и максимальных Y_{max} *микромасштабных* размеров междоусных промежутков при одновременном возрастании их размаха ($Y_{\text{max}} - Y_{\text{min}}$), являющегося движущей силой продолжающейся коалесценции.

2. Численный анализ логнормального характера исследуемых распределений

Проверка справедливости гипотезы о логнормальном характере исследуемого распределения значений $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ проведена с использованием критерия Хи-квадрат¹ путем оценки

выполнения критического неравенства: $\chi_B^2 \leq (\chi^2)_{кр.}$, в котором выборочное значение сводного критерия χ_B^2 определено выражением:

$$\chi_B^2 = \sum_{i=1}^k \frac{(n_i - np_i)^2}{np_i},$$

определяющим сумму отклонений статистической частоты n_i в каждом сгруппированном промежутке рассматриваемой гистограммы от нормированной частоты np_i , где n – объем выборки; p_i – расчетное значение вероятности в i -ом интервале. Критическая величина $(\chi^2)_{кр.}$ задается табличным значением квантили стандартного Хи-квадрат распределения $\chi_{1-\alpha}^2(r) = \chi_{0,95}^2(r)$ при заданном уровне значимости ($\alpha = 0,05$) в зависимости от числа степеней свободы выборки $r = k - l - 1$, где k – число промежутков ($k = 5-11$); l – число дополнительно оцененных параметров в гипотетическом законе генерального распределения ($l = 2$)¹.

Таблица 3

Расчетные значения χ_B^2 и $(\chi^2)_{кр.}$ для статистических массивов $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{кр})]$

Table 3

Calculated values of χ_B^2 и $(\chi^2)_{кр.}$ for statistical arrays $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{кр})]$

Номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Выборочное значение χ_B^2	6,9	1,0	4,4	1,6	6,0	8,8	3,7	12,8	1,5	3,0
Критическое значение $(\chi^2)_{кр.}$	9,5	6,0	9,5	11,1	11,1	9,5	11,1	15,5	14,1	15,5

Проведенный анализ (табл. 3) показывает, что для всех представленных массивов $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{кр})]$ со значительным превышением выполняется неравенство $\chi_B^2 \leq (\chi^2)_{кр.}$, подтверждающее логнормальный характер исследуемых распределений (с доверительной вероятностью 0.95).

3. Обобщенное уравнение для оценки мезомасштабной дендритной неоднородности

Правомерность допущения о логнормальном характере распределения массива $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{кр})]$, наглядно представленная в табл. 2 и 3 и на рис. 2, а также стабильностью приведенного набора числовых характеристик (ΔY_{min}^* ; ΔY_{max}^* ; Y_{min}^* ; Y_{max}^* ; D_Y^* ; A_Y^*), позволяет обобщить эти результаты путем их объединения в форме трехпараметрического уравнения для количественной оценки плотности распределения междендритных промежутков исследованного стального литья:

$$f\left[z, \mu^*, \sigma^*, \lambda_2 / (\lambda_2)_{кр}\right] = \frac{1}{\left[\lambda_2 / (\lambda_2)_{кр}\right] \sigma^* \sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(z - \mu^*)^2}{2(\sigma^*)^2}}. \quad (3)$$

при $z = \text{Ln}[\lambda_2/(\lambda_2)_{кр}]$; $z_{min} \geq Y_{min}^*$; $z_{max} \leq Y_{max}^*$. Массив, описывающий рассматриваемый набор выборочных значений междусосных промежутков, характеризуется следующими статистическими параметрами:

$$\mu^* = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n z_i = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \text{Ln} \left[\frac{\lambda_2}{(\lambda_2)_{кр}} \right];$$

$$\sigma^* = \sqrt{\left\{ \frac{1}{n-1} \sum_1^n [z_i - \mu^*]^2 \right\}} = \sqrt{\left\{ \frac{1}{n-1} \sum_1^n \left[\text{Ln} \left[\frac{\lambda_2}{(\lambda_2)_{\text{cp}}} \right] - \mu^* \right]^2 \right\}}.$$

Их использование позволяет получить расчетные эмпирические значения мезомасштабной частоты размеров междендритных промежутков $f(z_i)$ в заданном интервале $[a = z_{\min}, b = z_{\max}]$ на основе известных табличных значений для нормального распределения¹ (при условии $A = 0$; $E = 0$):

$$P\{z \in [a; b]\} = F\left(\frac{b - \mu^*}{\sigma^*}\right) - F\left(\frac{a - \mu^*}{\sigma^*}\right). \quad (4)$$

Для выявленных статистических параметров обобщенного логнормального распределения междусных промежутков:

$$\begin{aligned} Y_{\min}^* &= -0,68; Y_{\max}^* = 0,68; \mu_Y^* = 0; \\ \sigma_Y^* &= \sqrt{D_Y^*} = 0,25; A_Y^* = 0; E_Y^* = 0, \end{aligned} \quad (5)$$

в табл. 4 представлены результаты расчета интервальной частоты $p(Y)$, характеризующей совокупность осредненных экспериментальных данных для исследованных сплавов. При их сопоставлении для восходящей ($\lambda_2 < (\lambda_2)_{\text{cp}}$) и нисходящей ($\lambda_2 > (\lambda_2)_{\text{cp}}$) ветвей гистограммы выявляется некоторая асимметрия полученных результатов в окрестности вершины.

Таблица 4

Сравнительный анализ экспериментальных $p(Y)$ и расчетных $P(Y)$ значений частоты логнормального массива $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ для заданных промежутков $[Y_1, Y_2]$

Table 4

Comparative analysis of the experimental $p(Y)$ and calculated $P(Y)$ values of the frequency of the lognormal array $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ for the given intervals $[Y_1, Y_2]$

$Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$	-0,54	-0,41	-0,27	-0,14	0	0,14	0,27	0,41	0,54
$p(Y)$	0,02	0,05	0,10	0,17	0,22	0,20	0,14	0,07	0,03
$P(Y)$	0,032	0,061	0,126	0,183	0,220	0,189	0,131	0,066	0,018

Эмпирические значения вероятности $p(Y)$ логнормальных значений массива $Y[\text{Ln}(\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}})]$ на каждом выделенном промежутке $[Y_1; Y_2]$ в интервале $[Y_{\min}^* = -0,816; Y_{\max}^* = 0,816]$, приведенные в табл. 4, использованы для построения обобщенной пунктирной кривой (см. рис. 2), объединяющей результаты описанных выше трех этапов статистической обработки экспериментальных данных микроструктурных измерений $X[\lambda_2]$ для исследованных образцов стали. Важно подчеркнуть их взаимное согласование, наглядно подтверждающее целесообразность применения обобщенных уравнений (3-5). Вместе с тем, это обстоятельство свидетельствует о возможности их использования для решения обратной задачи – расчета относительной доли дендритов, междусные промежутки которых находятся в заданном интервале значений $\Delta X[\lambda_2]$ или $\Delta Y[\lambda_2/(\lambda_2)_{\text{cp}}]$, для количественной характеристики мезомасштабной структурной однородности.

Для решения этой задачи, играющей важную роль в моделировании кинетики ряда литейных процессов [16–17, 20], выполняется численное интегрирование уравнения (3) с использовани-

ем приведенного набора (5) обобщенных параметров и производится соответствующий расчет локальной или интервальной частоты дендритных ветвей различного масштаба. Приведенное в табл. 4 и на рис. 3 сопоставление интервальных эмпирических значений $p(Y)$ с численными результатами теоретического расчета частоты $P(Y)$, оцениваемой на основе обобщенного уравнения (6), свидетельствует об их практическом взаимном совпадении (с коэффициентом корреляции 0,989).

Этот результат позволяет реализовать более детальный теоретический анализ кинетики коалесценции, в частности – рассмотреть эволюцию величины междендритных промежутков в ходе коалесценции $\lambda_2(\tau)$, опираясь на результаты системного моделирования изменения их среднего значения $(\lambda_2)_{cp}(\tau)$ [16, 20], опирающегося на учет сопряженного влияния тепловых, термодинамических, диффузионных и кристаллизационных факторов, а также закономерности формирования логнормальной структурной неоднородности [18–19].

Эволюцию дендритного мезомасштабного ансамбля в процессе кристаллизации обобщенно описывает изменение среднего размера междусных промежутков [16]:

$$\frac{d}{d\tau}[(\lambda_2)_{cp}^3] = \frac{\Gamma}{\varphi_j} \frac{1}{\sum_n \frac{p_i C_i^L (1-k_i)}{D_i^L}}, \quad (6)$$

где τ – продолжительность кристаллизации; C_i^L – осредненная концентрация i -го компонента в жидкой фазе; Γ – коэффициент Гиббса-Томсона; k_i, p_i – коэффициент распределения и тангенс угла наклона поверхности ликвидуса i -го компонента n -компонентного сплава ($2 \leq i \leq n$); σ_i – нормированный ($0 \leq \sigma_i \leq 1$) параметр обратной диффузии; $\sigma_i = 2\alpha_i/(1+2\alpha_i)$ при $\alpha_i = 8 D_S^i \tau_{LS} / \lambda_2^2$, который оценивает полноту диффузионных процессов в твердой фазе; D_i^L, D_i^S – коэффициенты диффузии компонентов в жидкой и твердой фазах; φ_j – параметр, который учитывает принятую j -ую модель коалесценции.

Скорость изменения размеров междусных промежутков определяется кинетикой коалесценции дендритов мезомасштабного ансамбля при непрерывном капиллярном растворении боковых ветвей малого радиуса в сочетании с эквивалентным диффузионным переносом атомов в направлении ветвей большого радиуса вследствие их различной равновесной растворимости в расплаве [21–23].

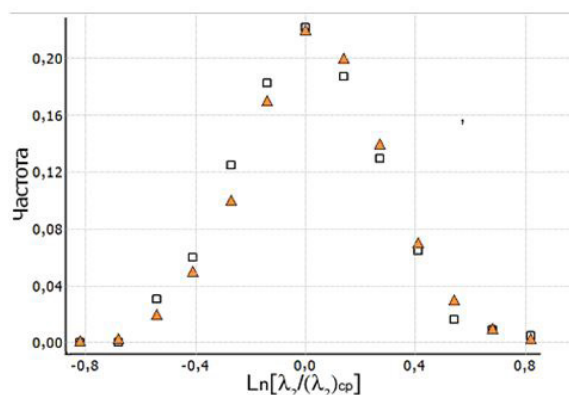


Рис. 3. Экспериментальная (а) и расчетная (б) гистограммы логнормального распределения междусных промежутков дендритных ветвей а) □; б) ▲

Fig. 3. Experimental (a) and calculated (b) histograms of the lognormal distribution of the dendritic arm spacings а) □; б) ▲

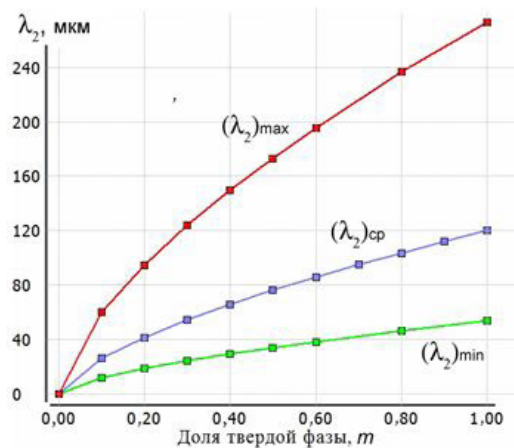


Рис. 4. Кинетика изменения минимальных $(\lambda_2)_{\min}$, средних $(\lambda_2)_{\text{ср}}$ и максимальных $(\lambda_2)_{\max}$ междусосных промежутков дендритов в результате коалесценции боковых ветвей в период затвердевания стали (образец 1, $\tau_{LS} = 240$ с)

Fig. 4. Kinetics of changes in the minimum $(\lambda_2)_{\min}$, average $(\lambda_2)_{\text{ср}}$ and maximum $(\lambda_2)_{\max}$ arm spacing of dendrites as a result of coalescence of side branches during the solidification of steel (sample 1, $\tau_{LS} = 240$ s)

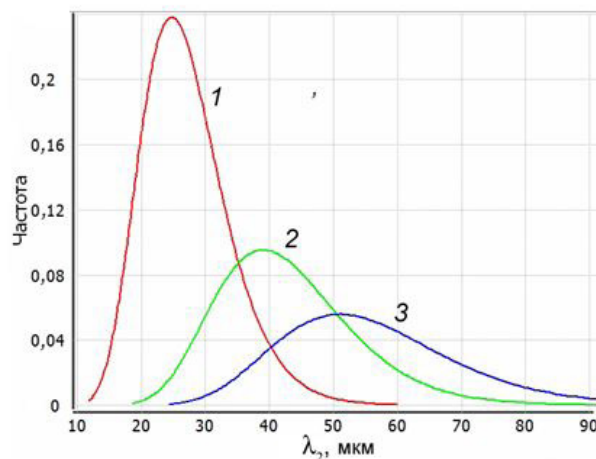


Рис. 5. Гистограммы дендритной неоднородности мезомасштабного распределения междусосных промежутков боковых ветвей с изменением доли твердой фазы при $m = 0,10$ (1); $0,20$ (2); $0,30$ (3)

Fig. 5. Histograms of dendritic inhomogeneity of mesoscale distribution of side dendrite arm spacings with changes in the solid phase fraction at $m = 0,10$ (1); $0,20$ (2); $0,30$ (3)

Изменение размаха минимальных $(\lambda_2)_{\min}(\tau)$ и максимальных $(\lambda_2)_{\max}(\tau)$ размеров междусосных промежутков (рис. 4) оценивается с использованием соотношений (5) $Y_{\min}^* = -0,68$; $Y_{\max}^* = 0,68$. При заданной величине $(\lambda_2)_{\text{ср}}(\tau)$ для полученных значений $(\lambda_2)(\tau)$ производится определение интервальной частоты $P(\lambda_2)$ на основе уравнения (4). Приведенные на рис. 4-5 данные отчетливо выявляют асимметрию развития дендритной структуры в течение всего периода затвердевания мезоячейки и масштабный характер ее формирующейся структурной неоднородности, которые играют определяющую роль в динамике ряда сопряженных литейных процессов [20].

Существующие представления о формировании дендритов и их срастании в непрерывный скелет из вторичных боковых ветвей нуждаются в значительном уточнении условий непрерыв-

ного изменения морфологии образующегося твердо-жидкого агрегата, который характеризуется стабильностью ряда безразмерных параметров дендритной структуры, выявленных для исследованных образцов, отличающихся составом и условиями затвердевания. Этими параметрами, которые для процесса формирования мезомасштабной дендритной структуры играют роль *определяющих критериев подобия* и установлены на основе проведенного статистического анализа, являются: нулевое значение коэффициента асимметрии $A_Y^* \approx 0$ при $(Y_{max}^* - Y_{cp}^*) / (Y_{cp}^* - Y_{min}^*) \approx 1$; равенство средней величины двустороннего размаха $[(Y_{max}^*) - (Y_{min}^*)] = \pm 0,82$ и дисперсии $D_Y^* = 0.062$ (с доверительной вероятностью 0,95).

4. Анализ формирования усадочных пустот в отливках на основе логнормальных оценок дендритной неоднородности

В качестве актуального примера рассмотрим возможность детального анализа условий фильтрационного питания отливок с учетом локальной мезомасштабной неоднородности микроструктуры, описываемой с использованием экспериментальных или расчетных значений дендритных параметров $\mu(\tau)$ и $\sigma(\tau)$. Для компьютерного анализа и фильтрационного прогноза условий питания отливок, описываемого с помощью экспериментальных или расчетных значений дендритных параметров [10, 14, 17, 24–25], традиционно используется эффективное значение коэффициента проницаемости K_p [17]:

$$K_p = CK_0 (\lambda_2)_{\text{эф}}^2 \frac{m_L^3}{(1 - m_L)^2}, \quad (7)$$

где C – константа Козени; K_0 – коэффициент, отражающий извилистость внутридендритных каналов, который при вычислениях в силу информационной неопределенности нередко принимают неизменным; m_L – доля остаточной жидкой фазы. В этом уравнении использование постоянного значения $(\lambda_2)_{\text{эф}}$ условно опирается на классическую модель Козени для проницаемости капиллярно-пористого тела, образованного пучком равноотстоящих капилляров одинакового сечения. Как показано многочисленными исследованиями [22–25], это допущение вносит в соответствующие расчеты коэффициента проницаемости для металлических сплавов весьма существенные погрешности, масштаб которых особенно значителен вследствие многократного изменения величины K_p при кристаллизации (в пределах $10^{-4} - 10^{-9} \text{ м}^2$). По этой причине эффективное значение величины $(\lambda_2)_{\text{эф}}$ необходимо оценивать путем суммирования значений вклада (частоты) $P(Y)$, определяемой с помощью соотношений (4) для каждого выбранного промежутка расчетной гистограммы (табл. 4).

Однако, наиболее существенное общепринятое упрощение при расчете коэффициента проницаемости связано с тем, что значительная доля внутридендритных каналов не участвует в фильтрации расплава вследствие его торможения в условиях, когда капиллярное давление P_k превышает давление P в объеме внутридендритной жидкой фазы:

$$P_k = 2 \frac{\sigma_{LS}}{r_k} \cos \theta > P, \quad (8)$$

где σ_{LS} – межфазное натяжение на межфазной границе расплав/твердая фаза; r_k – локальное значение радиуса междоусного внутридендритного микрокапилляра; θ – угол смачивания. Детальные эксперименты [17 и др.] показывают, что значительная доля остаточной жидкой фазы может быть определена как *нефильтрующаяся* $(m_L)_{\text{нф}}$, поскольку удерживается капиллярными силами в междоусных промежутках дендритов, и ее доля в зависимости от характера формирующейся локальной дендритной структуры сплава может достигать значительной части объема мезоэчейки.

Вследствие этого в фильтрационном балансе при расчете коэффициента проницаемости на основе соотношения:

$$K_p(m) = CK_0(\lambda_{эф})^2 \frac{[m_L - (m_L)_{нф}]^3}{\{1 - [m_L + (m_L)_{нф}]\}^2}, \quad (9)$$

необходимо учитывать непрерывное изменение как $(m_L)_{нф}$, так и $(\lambda_2)_{эф}$, с помощью соотношений (7) и (6). Результаты проведенных расчетов [17] подтверждают правомерность подобных оценок и технологическую значимость их последующей реализации.

Выводы

1. В результате преобразования данных гистограмм вторичных междусосных промежутков, выявленных при металлографическом исследовании мезомасштабной дендритной структуры образцов стали различного состава, с использованием массива логарифмических значений относительных структурных параметров $\lambda_2/(\lambda_2)_{ср}$, была установлена возможность эффективной свертки экспериментальной информации, при которой сводный массив гистограмм приобретает симметричное расположение всех кривых относительно срединной вершины $\ln[\lambda_2/(\lambda_2)_{ср}] = 0$ и характеризуется обобщенными статистическими параметрами асимметрии и дисперсии.

2. На основе подтверждения статистической гипотезы о нормальном характере полученной сводной логнормальной гистограммы (при доверительной вероятности 0,95) в работе обоснована ее применимость для характеристики дендритной неоднородности различных литых сталей и определены сводные значения соответствующих обобщенных параметров.

3. Результаты исследования мезомасштабной неоднородности массива литейных сталей, совпадающие с ранее полученными данными для сплавов на основе алюминия, позволяют заключить, что выявленные в работе закономерности капиллярно-диффузионной коалесценции дендритной структуры при объемном характере затвердевания демонстрируют критериальное подобие по ряду количественных параметров и автомодельность в отношении базовых эволюционных факторов, обусловленные тождественным характером происходящих при этом физико-химических процессов.

4. При совместном использовании стандартной функции вероятности логнормального распределения для затвердевающих сплавов и расчетных средних значений междусосных промежутков для конкретных выборочных массивов в ходе кристаллизации реализована возможность решения обратной задачи по построению исходных гистограмм неоднородности дендритной структуры.

5. В работе представлено применение инструментария логнормального распределения вторичных междусосных промежутков с целью модернизации базовых расчетных формул при моделировании проницаемости дендритного скелета для анализа формирования усадочных пустот в отливках.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Golod V.M., Dobosh L.Ju., Kim A.E. Evolution of filtration permeability of dendrite structure in the conditions of capillary-diffusion coalescency of the secondary side branches, Eur. Phys. J. Spec. Top., 229 (2020) 225–237.
- [2] Kurz W., Rappaz M., Trivedy R. Progress in modeling solidified microstructure in metals and alloys. Part II: dendrites from 2001 to 2018, Int. Mater. Reviews, 64(6) (2019) 311–354.
- [3] Dantzig J.A., Rappaz M. Solidification, second ed, EPFL Press, Lausanne, 2016. 491–494.
- [4] A Guide to the Solidification of Steels, Jernkontoret, Stockholm, 1977, 165.

- [5] **Флемингс М.** Процессы затвердевания. М.: Изд. «МИР», 1977. 423 с.
- [6] **Stefanescu D.M.** Science and engineering of casting solidification, Switzerland, Springer, 2015, 556.
- [7] **Курц В., Фишер Д.Д.** Фундаментальные основы затвердевания. — М., Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевский институт компьютерных исследований, 2011. 400 с.
- [8] **Souhar Y., De Felice V.F., Beckerman C., Combeau H., Založnik M.** Three-dimensional mesoscopic modelling of equiaxed dendritic solidification of a binary alloy, *Comput. Mater. Sci.*, 112 (2016) 304–317.
- [9] **Ferreira A.F., de Melo E.G., Ferreira de-Olive.** Prediction of secondary-dendrite arm spacing for binary alloys by means of a phase-field model, *Steel Res. Int.*, 86(1) (2015) 58–65.
- [10] **Mullis A.M.** Deterministic side-branching during thermal dendritic growth, *Mater. Sci. Eng.*, 84 (2015) 012071.
- [11] **Melo M.L.N.M., Rizzo E.M.S., Santos R.G.** Predicting dendrite arm spacing and their effect on microporosity formation in directionally solidified Al-Cu alloy, *J. Mater. Sci.*, 40 (2005) 1599–1609.
- [12] **Kumar A., Založnik M., Combeau H.** Study of the influence of mushy zone permeability laws on macro- and mesosegregations predictions, *Int. Journal of Thermal Science*, 54 (2012) 33–47.
- [13] **Shang S., Guo Z., Han Z.** On the kinetics of dendrite sidebranching: a three-dimensional phase field study, *J. Appl. Phys.*, 119 (2016) 164305.
- [14] **Steinbach I., Beckermann C., Kanerauf B., Li Q., Guo J.** Three-dimension modelling of equiaxed dendrite growth on a mesoscopic scale, *Acta Mater.*, 47 (1999) 971–982.
- [15] **Rappaz M.** Modeling and characterization of grain structure and defects in solidification, *Curr. Opin. Sol. State Mater. Sci.*, 20 (2016) 37–45.
- [16] **Glicksman M.E.** Mechanism of dendritic branching, *Met. Mater. Trans.*, 43A (2012) 391–404.
- [17] **Golod V.M., Dobosh L.Yu.** Computer material science of structure-phase transformation in casting aluminum alloys, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng.*, 192 (2017) 012027.
- [18] **Хан Г., Шапиро С.** Статистические модели в инженерных задачах. Москва, Изд-во «МИР», 1969. 395 с.
- [19] **Колмогоров А.Н.** О логарифмически-нормальном законе распределения размеров частиц при дроблении // ДАН СССР, 1941, Т. XXXI. № 2. 99–101.
- [20] **Голод В.М., Цветков А.С., Теплухина И.В.** Системное моделирование формирования локальной дендритной и ликвационной неоднородности в слитке из реакторной стали аустенитного класса. – *Материаловедение. Энергетика.* 26(2) (2020) 114–127.
- [21] **Touret D., Sturz L., Viardin A., Založnik M.** Comparing mesoscopic models for dendritic growth, *MCWASP XV 2020, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng.*, 861 (2020) 012002.
- [22] **Kharicha A., Stefan-Kharicha M., Ludwig A., Wu M.** A scale adaptive dendritic envelope model of solidification at mesoscopic scales, *MCWASP, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng.* 84 (2015) 012032.
- [23] **Fezi K., Krane M.J.** Uncertainty quantification of modeling equiaxed solidification, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng.*, 143 (2016) 012028.
- [24] **Daudin R., Terzi S., Lhuissier P., Tamayo J., Scheel M., HariBabu N., Eskin D.G., Salvo L.** Particle-induced morphological modification of Al alloy equiaxed dendrites revealed by sub-second in situ microtomography, *Acta Mater.*, 155 (2017) 303–310.
- [25] **Viardin A., Založnik M., Souhar Y., Apel M., Combeau H.** Mesoscopic modeling of spacing and grain selection in columnar dendritic solidification: Envelope versus phase-field model, *Acta Mater.*, 122 (2017) 386–399.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ГОЛОД Валерий Михайлович — доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.
E-mail: lpi2015@mail.ru

ЛЕ Данг Као — аспирант, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: Caodang0906@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 15.08.2020

REFERENCES

- [1] V.M. Golod, L.Ju. Dobosh, A.E. Kim, Evolution of filtration permeability of dendrite structure in the conditions of capillary-diffusion coalescency of the secondary side branches, *Eur. Phys. J. Spec. Top.*, 229 (2020) 225–237.
- [2] W. Kurz, M. Rappaz, R. Trivedy, Progress in modeling solidified microstructure in metals and alloys. Part II: dendrites from 2001 to 2018, *Int. Mater. Reviews*, 64(6) (2019) 311–354.
- [3] J.A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification*, second ed, EPFL Press, Lausanne, 2016, 491–494.
- [4] A Guide to the Solidification of Steels, Jernkontoret, Stockholm, 1977, 165.
- [5] M. Flemings, *Protsessy zatverdevaniya* [Solidification processing]. M.: Izd. «MIR», 1977. 423 s.
- [6] D.M. Stefanescu, *Science and engineering of casting solidification*, Switzerland, Springer, 2015, 556.
- [7] V. Kurts, D.D. Fisher, *Fundamentalnyye osnovy zatverdevaniya* [Fundamentals of solidification]. – M., Izhevsk: NITs «Regulyarnaya i khaoticheskaya dinamika», Izhevskiy institut kompyuternykh issledovaniy, 2011. 400 s.
- [8] Y. Souhar, V.F. De Felice, C. Beckerman, H. Combeau, M. Založnik, Three-dimensional mesoscopic modelling of equiaxed dendritic solidification of a binary alloy, *Comput. Mater. Sci.*, 112 (2016) 304–317.
- [9] A.F. Ferreira, E.G. de Melo, Ferreira de-Olive, Prediction of secondary-dendrite arm spacing for binary alloys by means of a phase-field model, *Steel Res. Int.*, 86(1) (2015) 58–65.
- [10] A.M. Mullis, Deterministic side-branching during thermal dendritic growth, *Mater. Sci. Eng.*, 84 (2015) 012071.
- [11] M.L.N.M. Melo, E.M.S. Rizzo, R.G. Santos, Predicting dendrite arm spacing and their effect on microporosity formation in directionally solidified Al-Cu alloy, *J. Mater. Sci.*, 40 (2005) 1599–1609.
- [12] A. Kumar, M. Založnik, H. Combeau, Study of the influence of mushy zone permeability laws on macro- and mesosegregations predictions, *Int. Journal of Thermal Science*, 54 (2012) 33–47.
- [13] S. Shang, Z. Guo, Z. Han, On the kinetics of dendrite sidebranching: a three-dimensional phase field study, *J. Appl. Phys.*, 119 (2016) 164305.
- [14] I. Steinbach, C. Beckermann, B. Kanerauf, Q. Li, J. Guo, Three-dimension modelling of equiaxed dendrite growth on a mesoscopic scale, *Acta Mater.*, 47 (1999) 971–982.
- [15] M. Rappaz, Modeling and characterization of grain structure and defects in solidification, *Curr. Opin. Sol. State Mater. Sci.*, 20 (2016) 37–45.
- [16] M.E. Glicksman, Mechanism of dendritic branching, *Met. Mater. Trans.*, 43A (2012) 391–404.
- [17] V.M. Golod, L.Yu. Dobosh, Computer material science of structure-phase transformation in casting aluminum alloys, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng.*, 192 (2017) 012027.
- [18] G. Khan, S. Shapiro, *Statisticheskiye modeli v inzhenernykh zadachakh* [Statistical models in engineering problems]. Moskva, Izd-vo «MIR», 1969. 395 s.
- [19] A.N. Kolmogorov, O logarifmicheski-normalnom zakone raspredeleniya razmerov chastits pri droblenii [On the logarithmic-normal law of particle distribution during crushing] // *DAN SSSR*, 1941, T. XXXI, № 2, 99–101.
- [20] V.M. Golod, A.S. Tsvetkov, I.V. Teplukhina, Sistemnoye modelirovaniye formirovaniya lokalnoy dendritnoy i likvatsionnoy neodnorodnosti v slitke iz reaktornoy stali austenitnogo klassa [System modeling of the formation of local dendritic and liquation inhomogeneity in the ingot of austenitic grade reactor steel]. – *Materialovedeniye. Energetika*. 26(2) (2020) 114–127.

- [21] **D. Turret, L. Sturz, A. Viardin, M. Založnik**, Comparing mesoscopic models for dendritic growth, MCWASP XV 2020, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng., 861 (2020) 012002.
- [22] **A. Kharicha, M. Stefan-Kharicha, A. Ludwig, M. Wu**, A scale adaptive dendritic envelope model of solidification at mesoscopic scales, MCWASP, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng. 84 (2015) 012032.
- [23] **K. Fezi, M.J. Krane**, Uncertainty quantification of modeling equiaxed solidification, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng., 143 (2016) 012028.
- [24] **R. Daudin, S. Terzi, P. Lhuissier, J. Tamayo, M. Scheel, N. HariBabu, D.G. Eskin, L. Salvo**, Particle-induced morphological modification of Al alloy equiaxed dendrites revealed by sub-second in situ microtomography, Acta Mater., 155 (2017) 303–310.
- [25] **A. Viardin, M. Založnik, Y. Souhar, M. Apel, H. Combeau**, Mesoscopic modeling of spacing and grain selection in columnar dendritic solidification: Envelope versus phase-field model, Acta Mater., 122 (2017) 386–399.

THE AUTHORS

GOLOD Valeriy M. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: lpi2015@mail.ru

LE Dang Cao — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: Caodang0906@gmail.com

Received: 15.08.2020

Научное издание

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ. ЭНЕРГЕТИКА

Том 26, № 3, 2020

Учредитель — Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Издание зарегистрировано Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства
в сфере массовых коммуникаций и охраны культурного наследия
(свидетельство о регистрации СМИ ЭЛ № ФС 77-78004 от 27.03.2020 г.)

Технический секретарь — *О.А. Матенев*

Компьютерная верстка *А.А. Кононовой*

Телефон редакции (812) 294-22-86

E-mail: ntv-nauka@spbstu.ru

Подписано в печать 25.09.2020.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29.

УСЛОВИЯ ПУБЛИКАЦИИ СТАТЕЙ В ЖУРНАЛЕ "МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ. ЭНЕРГЕТИКА"

(ранее «Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки»)

1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Журнал «Материаловедение. Энергетика» является периодическим печатным научным рецензируемым изданием:

зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия (Свидетельство о регистрации СМИ от 27.03.2020 г. ЭЛ № ФС 77-78004) и распространяется по подписке через объединенный каталог «Пресса России» (индекс 18390);

имеет международный стандартный номер сериального периодического издания (ISSN 2687-1300);

внесен Высшей аттестационной комиссией Минобрнауки РФ в Перечень периодических научных и научно-технических изданий, в которых рекомендуется публикация основных результатов диссертаций на соискание ученых степеней доктора наук и кандидата наук;

с 2005 г. входит в национальную информационно-аналитическую систему «Российский индекс научного цитирования (РИНЦ)»;

сведения о публикациях представлены в Реферативном журнале ВИНТИ РАН и включены в фонд научно-технической литературы (НТЛ) ВИНТИ РАН, в международную библиографическую и реферативную базу данных ProQuest, международную наукометрическую базу Index Copernicus, Google Scholar, международную систему по периодическим изданиям «Ulrich's Periodicals Directory», представлены на платформе Web of Science в виде отдельной базы данных Russian Science Citation Index (RSCI), EBSCO, CNKI, ROAD.

Журнал публикует результаты работ в следующих областях науки и техники: энергетика, электротехника, материаловедение, металлургия.

Редакция журнала соблюдает права интеллектуальной собственности и со всеми авторами научных статей заключает издательский лицензионный договор.

Публикация материалов, в том числе соискателей ученых степеней, осуществляется бесплатно.

2. ТРЕБОВАНИЯ К ПРЕДСТАВЛЯЕМЫМ МАТЕРИАЛАМ

2.1. Представление материалов

В статье должны быть кратко изложены новые и оригинальные результаты исследований, полученные авторами; следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

При написании оригинальной научной статьи и оформлении рукописи авторы должны придерживаться следующих правил.

Статья должна представлять собой описание выполненных исследований с указанием их места в соответствующей области наук и обсуждением значения выполненной работы. Рукопись должна содержать достаточное количество информации и ссылок на общедоступные источники для того, чтобы работа могла быть повторена независимо от авторов.

Название статьи должно быть кратким, но информативным. Обращаем внимание на то, что журнал издается как на русском, так и на английском языке. В связи с этим не следует использовать аббревиатуру в названии статьи.

Аннотация должна давать читателю сжатую информацию о содержании статьи, быть информативной и отражать не только основные цели статьи, но и главные результаты и выводы работы. Аннотация не является частью текста и сама по себе должна быть законченным описанием.

Ключевые слова должны отражать основную проблематику статьи; они приводятся на русском языке для русской и на английском для англоязычной версии статьи. Количество ключевых слов — не менее трех и не более семи.

Адрес для корреспонденции должен содержать фамилию автора для корреспонденции (не обязательно первого автора), его полный почтовый адрес, телефон, факс, e-mail.

При необходимости Редакция может потребовать представления Акта экспертизы.

Представление всех материалов осуществляется в электронном виде через личный кабинет ЭЛЕКТРОННОЙ РЕДАКЦИИ по адресу: <http://journals.spbstu.ru>

Статьи подаются в формате .docx (MS Word 2007–2010). Файл статьи, подаваемый через электронную редакцию, должен содержать только сам текст, без названия, списка литературы, фамилий и данных авторов. Список литературы, название статьи, вся информация об авторах задаются при подаче через электронную редакцию в отдельных полях. В тексте статьи должны быть ссылки на все источники из списка литературы. Порядковый номер источника в тексте статьи указывается в квадратных скобках.

2.2. Оформление материалов

2.2.1. Объем статей, как правило, 15–20 страниц формата А-4. Количество рисунков и фотографий (в том числе цветных) не должно превышать 4, таблиц — 3.

2.2.2. Число авторов — не более трех от одной организации и не более пяти от разных организаций. Статья должна быть подписана всеми авторами. Авторами являются лица, принимавшие участие во всей работе или ее главных разделах. Лица, участвовавшие в работе частично, указываются в сносках.

2.2.3. Статья должна содержать следующие разделы:

номер УДК в соответствии с классификатором;

фамилии авторов на русском и английском языках;

название на русском и английском языках;

аннотации — не менее 100 слов на русском и английском языках;

ключевые слова — не менее 3 и не более 7 на русском и английском языках;

введение (актуальность, краткое обоснование существующей проблемы) — 1,0–1,5 стр.;

цель работы (краткая четкая формулировка поставленной задачи);

методика проведения исследований и расчетов, включая краткую информацию об использованных приборах, методах и точности экспериментальных измерений и теоретических расчетов и т. д.