

Том 30, №4, 2024



ISSN 2782-6724

Глобальная энергия

Санкт-Петербург

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

ГЛОБАЛЬНАЯ ЭНЕРГИЯ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ ЖУРНАЛА

Сергеев В.В., главный редактор, д-р техн. наук, профессор, чл-корр РАН, первый проректор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Александров М.Л., член-корр. РАН, Отделение нанотехнологий и информационных технологий РАН, Москва, Российская Федерация;
Кищенко А.В., академик РАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», НИТУ «МИСиС», Москва, Российская Федерация;
Костюк В.В., академик РАН, Российская академия наук, Москва, Российская Федерация;
Лагаринов А.Н., академик РАН, Институт теоретической и прикладной электродинамики ОИВТ РАН, Москва, Российская Федерация;
Окрепилов В.В., академик РАН, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Рудской А.И., академик РАН, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Федоров М.П., академик РАН, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ ЖУРНАЛА

Сергеев В.В., главный редактор, д-р техн. наук, профессор, чл-корр РАН, первый проректор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Кондратьев С.Ю., зам. главного редактора, д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Аксёнов Л.Б., д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Башикарёв А.А., д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Боровков А.И., к.т.н., проректор по цифровой трансформации, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Гордеев С.К., д-р техн. наук, ст. научн. сотр. Центральный научно-исследовательский институт материалов, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Забонин В.Н., д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Каляев И.А., д-р техн. наук, академик РАН, Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону, Российская Федерация;
Колсун Михал, профессор, Технический университет, Кошице, Словакия;
Коровкин Н.В., д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Куколев М.И., д-р техн. наук, проф., Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Митяков А.В., д-р техн. наук, профессор, Университет Турку, Турку, Финляндия;
Михайлов В.Г., д-р техн. наук, профессор, Бранденбургский технический университет, Бранденбург, Германия;
Райчик Ярослав, д-р техн. наук, профессор, Ченстоховский политехнический университет, Ченстохова, Польша;
Рамасуббу С., PhD, Директор по исследованиям BISS Division, ITW-India (P) Ltd, Бангалор, Индия;
Тендлер М.Б., PhD, ин. член РАН, KTH Royal Institute of Technology, Стокгольм, Швеция;
Титков В.В., д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Толочко О.В., д-р техн. наук, профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Фокин Г.А., д-р техн. наук, генеральный директор ООО «Газпром трансгаз Санкт-Петербург», Санкт-Петербург, Российская Федерация;
Цемленко В.Н., д-р техн. наук, зав. каф., Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

Журнал «Глобальная Энергия» (ранее «Материаловедение. Энергетика») 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.

Сетевое издание открытого доступа публикует статьи высокого научного уровня, освещающие передовой опыт, результаты НИР, теоретические и практические проблемы энергетики, электротехники, материаловедения и металлургии.

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), DOAJ, в научной электронной библиотеке КиберЛенинка.

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.)

Учредитель и издатель: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

Редакция журнала

О.А. Матенев – ответственный секретарь;

А.А. Кононова – компьютерная вёрстка; И.Е. Лебедева – перевод на английский язык; Ф.К.С. Бастиан – редактор.

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

Тел. редакции +7 (812) 294-22-86, e-mail редакции: ntv-nauka@spbstu.ru

Дата выхода: 31.01.2025

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2024

30 (4) 2024



ISSN 2782-6724

Global Energy

St. Petersburg

Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation
St. Petersburg Polytechnic University of Peter the Great

GLOBAL ENERGY

EDITORIAL COUNCIL

Sergeev V.V. — head of the editorial council, Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, corresponding member of the RAS, Russia;

Aleksandrov M.L. — corresponding member of the Russian Academy of Sciences, Russia;

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

Kostiuk V.V. — full member of the Russian Academy of Sciences, Russia;

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

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

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

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

EDITORIAL BOARD

Sergeev V.V. — editor-in-chief, Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, corresponding member of the RAS, Russia;

Kondrat'ev S.Yu. — deputy editor-in-chief, Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Aksenov L.B. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Bashkarev A.Ya. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Borovkov A.I. — PhD in Technical Sciences, Vice Rector for Digital Transformation of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Gordeev S.K. — Doctor of Technical Sciences, prof. CNIIM, Russia;

Zaboin B.N. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

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

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

Korovkin N.V. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Kukolev M.I. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Mityakov A.V. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the University of Turku, Turku, Finland;

Michailov V.G. — Doctor of Technical Sciences, prof. BTU, Germany;

Raychik Ya. — Doctor of Technical Sciences, prof. Czestochova Polytechnic University, Poland;

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

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

Titkov V.V. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Tolochko O.V. — Doctor of Technical Sciences, prof. of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia;

Fokin G.A. — Doctor of Technical Sciences, General Director of LLC «Gazprom Transgaz St. Petersburg», Russia;

Tsemenko V.N. — Doctor of Technical Sciences, Head of Chair of the Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Russia.

Global Energy (formerly Materials Science. Power Engineering) has been published since 1995 under the scientific and methodical guidance of RAS since 1995.

Since 2002, the journal has been included in the List of leading peer-reviewed scientific journals compiled by the Higher Attestation Commission.

The online fully open-access journal focuses on the latest research in theoretical and practical aspects of power engineering, electrical engineering, materials science and metallurgy, striving to publish high-quality studies in these fields.

The journal is indexed by the following databases: VINITI Database RAS, Ulrich's Periodicals Directory, Russian Science Citation Index (RSCI), Google Scholar, EBSCO, ProQuest, ROAD, Index Copernicus, CNKI, RSCI (WoS), DOAJ, CyberLeninka.

The journal is registered with the Federal Service for Supervision of Communications, Information Technology and Mass Media (ROSKOMNADZOR), Certificate ЭЛ № ФС 77-78004 issued March 27, 2020.

Editorial office

O.A. Matenev – editorial manager;

A.A. Kononova – computer layout; I.E. Lebedeva – English translation; Ph.Ch.S. Bastian – editor.

Address: 195251 Polytekhnicheskaya Str. 29, St. Petersburg, Russia.

+7 (812) 294-22-86, e-mail: ntv-nauka@spbstu.ru

Release date: 31.01.2025

© Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, 2024

Содержание

Энергетика. Электротехника

| | |
|--|---|
| Рогалев Н.Д., Рогалев А.Н., Киндра В.О., Максимов И.А., Зуйкин Р.Е. Разработка и исследование тринарных энергоустановок с паровым охлаждением газовых турбин..... | 7 |
|--|---|

Металлургия. Материаловедение

| | |
|---|-----|
| Горынин В.И., Рогожкин В.В., Михайлов В.Е., Сухоруков Ю.Г., Ланин А.А., Хоменок Л.А., Есин С.Б., Коленов Е.В., Шеволдин А.В. Совместное решение пресноводных и климатических проблем безводных и пустынных регионов..... | 24 |
| Репнин А.В., Борисов Е.В., Попович А.А. Исследование мультиматериальных образцов с трехмерным изменением состава, полученных методом селективного лазерного плавления... | 37 |
| Михайловский Г.М., Нгуен В.В., Захаров П.К. Формирование износостойких слоев дуговой наплавкой с использованием порошковых проволок..... | 53 |
| Воеводенко Д.В., Стариков К.А., Попович А.А. Исследование микроструктуры и изменения химического состава отечественного аналога жаропрочного никелевого сплава GTD111 после селективного лазерного плавления..... | 65 |
| Швецов О.В., Лебедев М.П., Ермаков Б.С., Нечаев Д.В., Карпов И.Д. Использование полимерных композиционных материалов при строительстве и обустройстве месторождений на многолетнемерзлых грунтах..... | 74 |
| Зотов О.Г., Голубков Н.А., Блинов С.А., Левитский А.М. Особенности фазовых превращений в равновесном и неравновесном состоянии в изделиях из стали 40С2..... | 87 |
| Зотов О.Г., Голубков Н.А., Левитский А.М., Блинов С.А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства прутковых клемм из стали 40С2 методом физического моделирования..... | 96 |
| Грачева А.М., Полозов И.А., Репнин А.В., Попович А.А. Разработка и исследование составов для градиентных композитных материалов, полученных методом СЛП..... | 106 |
| Ялыгин С.А., Шапошников Н.О., Ермаков Б.С., Швецов О.В. Влияние температуры эксплуатации на характер разрушения и усталостные свойства сварных соединений из трубных заготовок стали 10..... | 119 |

Contents

Energetics. Electrical engineering

| | |
|---|---|
| Rogalev N.D., Rogalev A.N., Kindra V.O., Maksimov I.A., Zuikin R.E. Development and research and of trinary cycle power plants with steam cooling of gas turbines..... | 7 |
|---|---|

Metallurgy. Material Science

| | |
|---|-----|
| Gorynin V.I., Rogozhkin V.V., Mikhailov V.E., Sukhorukov Yu.G., Lanin A.A., Homenok L.A., Esin S.B., Kolenov E.V., Shevoldin A.V. Joint solution of freshwater and climate issues of waterless and desert regions..... | 24 |
| Repnin A.V., Borisov E.V., Popovich A.A. Investigation of multi-material samples with three-dimensional composition change obtained by selective laser melting method..... | 37 |
| Mihailovskiy G.M., Nguyen V.V., Zakharov P.K. Formation of wear-resistant layers by arc welding using flux-cored wires..... | 53 |
| Voevodenko D.V., Starikov K.A., Popovich A.A. Research of microstructure and changes in chemical composition of domestic analogue of heat-resistant nickel alloy GTD111 after selective laser melting..... | 65 |
| Shvetsov O.V., Lebedev M.P., Ermakov B.S., Nechaev D.V., Karpov I.D. Use of polymer composite materials in construction and development of deposits on permafrost soils..... | 74 |
| Zotov O.G., Golubkov N.A., Blinov S.A., Levitsky A.M. Features of phase transformations in equilibrium and nonequilibrium state in 40C2 steel products..... | 87 |
| Zotov O.G., Golubkov N.A., Levitsky A.M., Blinov S.A. Investigation of the effect of heat treatment modes on the structure and mechanical properties of 40C2 steel bar clips by physical modeling..... | 96 |
| Gracheva A.M., Polozov I.A., Repnin A.V., Popovich A.A. Development and investigation of compositions for gradient composite materials obtained by SLM..... | 106 |
| Yalygin S.A., Shaposhnikov N.O., Ermakov B.S., Shvetsov O.V. The effect of operating temperature on the nature of fracture and fatigue properties of welded joints made of steel 10 pipe blanks..... | 119 |


Энергетика. Электротехника Energetics. Electrical engineering

Научная статья

УДК 621.311.22

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30401>



Н.Д. Рогалев, А.Н. Рогалев, В.О. Киндра,
И.А. Максимов , Р.Е. Зуйкин

Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия

 maksimovia98@gmail.com

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИНАРНЫХ ЭНЕРГОУСТАНОВОК С ПАРОВЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ГАЗОВЫХ ТУРБИН

Аннотация. Задача повышения эффективности отечественной электроэнергетики является важной для обеспечения устойчивого развития страны. На сегодняшний день наиболее эффективная технология производства электроэнергии в больших объемах основана на применении бинарного парогазового цикла. При этом потенциал к повышению КПД парогазовых энергоблоков остается достаточно высоким. В частности, возможным способом увеличения энергоэффективности может стать сокращение расхода на охлаждение деталей горячего тракта газовой турбины путем перехода с воздушного на паровой теплоноситель. Использование воздуха в качестве хладагента получило широкое применение ввиду возможности его забора из ступеней компрессора, однако теплофизические свойства воздушной среды предопределяют сравнительно большой расход на систему охлаждения и, как следствие, пониженный уровень энергоэффективности газотурбинной установки. Альтернативным решением может стать применение в качестве хладагента водяного пара, забираемого из паровой турбины или котла-утилизатора. Подобный переход приведет к сокращению расхода на охлаждение за счет обеспечения необходимого уровня теплоотдачи при меньших скоростях охлаждающего потока. Цель работы заключается в разработке и исследовании парогазовых энергоустановок с паровым охлаждением газовых турбин и дополнительным циклом на низкокипящем теплоносителе для утилизации низкопотенциальной теплоты уходящих газов. В настоящей работе описана методика пересчета воздушного хладагента на паровой и приведены оценки влияния подобной замены на суммарный расход охлаждающей среды для газотурбинной установки ГТЭ-160. Также на основе математического моделирования установлено, что в тринарном цикле замена воздушной системы охлаждения на паровую приведет к росту КПД нетто в среднем на 1,23% в случае отбора пара из отсека паровой турбины и на 0,53% при генерации пара в отдельном парогенераторе низкого давления.

Ключевые слова: парогазовая установка, газовая турбина, паровое охлаждение, тринарный цикл, энергоэффективность.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания «Формирование научных основ создания неводородных углеродно-нейтральных и водородных энергетических комплексов» (FSWF-2023-0014).

Для цитирования:

Рогалев Н.Д., Рогалев А.Н., Киндра В.О., и др. Разработка и исследование тринарных энергоустановок с паровым охлаждением газовых турбин // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 7–23. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30401>



*N.D. Rogalev, A.N. Rogalev, V.O. Kindra,
I.A. Maksimov ✉, R.E. Zuikin*

National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
Moscow, Russia

✉ maksimovia98@gmail.com

DEVELOPMENT AND RESEARCH OF TRINARY CYCLE POWER PLANTS WITH STEAM COOLING OF GAS TURBINES

Abstract. The task of increasing the efficiency of the domestic electric power industry is important for ensuring the sustainable development of the country. Today, the most efficient technology for producing electricity in large volumes is based on the use of a binary steam-gas cycle. At the same time, the potential for increasing the efficiency of combined-cycle power units remains quite high. In particular, a possible way to increase energy efficiency may be to reduce the consumption for cooling the hot path of a gas turbine by switching from air to steam coolant. The use of air as a coolant has found wide application due to the possibility of its intake from the compressor stages, but the thermophysical properties of the air environment predetermine a relatively high consumption for the cooling system and, as a consequence, a reduced level of energy efficiency of a gas turbine unit. An alternative solution may be to use water vapor taken from a steam turbine or waste heat boiler as a coolant. Such a transition will lead to a reduction in cooling costs due to ensuring the required level of heat transfer at lower cooling flow rates. The objective of the work is to develop and study combined-cycle power plants with steam cooling of gas turbines and an additional cycle on a low-boiling coolant for utilization of low-potential heat of exhaust gases. In this work, a method for recalculating an air coolant to a steam one is described and estimates of the effect of such a replacement on the total consumption of the cooling medium for the GTPP-160 gas turbine unit are given. In addition, based on mathematical modeling, it was found that in a trinary cycle, replacing the air cooling system with a steam one will lead to an increase in net efficiency by an average of 1.23% when extracting steam from the steam turbine compartment and by 0.53% when generating steam in a separate low-pressure steam generator.

Keywords: combined cycle gas turbine, gas turbine, steam cooling, trinary cycle, energy efficiency.

Acknowledgements: The research was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state assignment “Formation of scientific foundations for the creation of non-hydrogen carbon-neutral and hydrogen energy complexes” (FSWF-2023-0014).

Citation:

Rogalev N.D., Rogalev A.N., Kindra V.O., et al., Development and research and of trinary cycle power plants with steam cooling of gas turbines, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 7–23, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30401>

Введение. Энерго- и ресурсосбережение является одним из ключевых направлений развития отечественной энергетики, что нашло свое отражение в Энергетической стратегии Российской Федерации до 2035 года. С учетом постепенного истощения углеводородных ресурсов и ужесточением экологических норм и правил повышение энергоэффективности при производстве электрической энергии становится важным направлением для обеспечения долгосрочного устойчивого развития.

На сегодняшний день одной из наиболее эффективных технологий электрогенерации является бинарный парогазовый цикл, где за счет сжигания углеводородного топлива в камере сгорания (КС) газотурбинной установки (ГТУ) при высокой температуре (до 1650°C на наиболее передовых установках) КПД нетто достигает 50–64%.

Несмотря на сравнительно высокий уровень КПД парогазовых установок (ПГУ), потенциал к повышению энергоэффективности бинарного цикла остается достаточно высоким. Так, одним из наиболее простых путей является увеличение начальной температуры термодинамического цикла (температура продуктов сгорания на выходе из КС ГТУ), однако предельно допустимая температура деталей горячего тракта является основным препятствием на пути ее дальнейшего роста. Наиболее высокие температуры рабочей среды перед сопловым аппаратом турбины могут быть достигнуты благодаря развитию материалов и технологий изготовления лопаток, добавления термобарьерных покрытий и разработке новых эффективных систем охлаждения. Это позволило сегодня достичь начальной температуры равной 1650°C для турбоустановок серии JAS от Mitsubishi Heavy Industries [1] и КПД ГТУ до $44\%^1$. В Российской Федерации одним из направлений развития энергетики является производство и внедрение отечественных ГТУ большой мощности, таких как ГТЭ-170 (АО «Силовые машины») с КПД на клеммах электрогенератора до $35,1\%^2$, поэтому важным может стать направление повышения энергоэффективности отечественных парогазовых энергоблоков за счет развития схемных решений.

Для ПГУ утилизационного типа повышения КПД можно достичь за счет применения схемных решений для эффективной утилизации теплоты уходящих газов. Так, сегодня реализуются схемы с промежуточным перегревом парового теплоносителя, с двумя и тремя контурами давления [2]. Кроме того, актуальным направлением может стать совместное использование парового теплоносителя и органических рабочих сред с низкой температурой кипения [3, 4]. Это направление становится перспективным с учетом широкого распространения ОЦР (органический цикл Ренкина) установок в энергетике [5]. При этом бинарный цикл преобразуется в тринарный [6]. За счет более глубокой и эффективной утилизации теплоты уходящих газов с совместным использованием развитой системы регенерации в паросиловом цикле появляется возможность повышения КПД энергоустановки на $0,7\text{--}2\%$. При этом потенциал к дальнейшему повышению эффективности остается высоким за счет возможности применения распространенных на ПГУ методов повышения КПД (промежуточного перегрева, дожигания топлива, замены хладагента в системах охлаждения газовых турбин).

Одним из возможных путей повышения эффективности тринарных установок может стать сокращение расхода хладагента на охлаждение основных деталей горячего тракта газовых турбин (в первую очередь лопаточного аппарата). Наиболее распространенным видом охлаждающей среды является воздух, отбираемый из компрессора ГТУ, однако забор сжимаемой среды способствует сокращению расхода расширяемой в турбине горячей среды, а также понижению их теплосохранения в результате смешения. Из-за того, что теплофизические свойства (в первую очередь число Прандтля) воздуха характеризуют его как не самый эффективный теплоноситель, для обеспечения надежного охлаждения деталей горячего тракта требуется поддержание сравнительно большого расхода среды на охлаждение, что сокращает КПД [7]. Альтернативным вариантом может стать использование парового охлаждения, когда пар, генерируемый в котле-утилизаторе (КУ) или отбираемый из отсеков паровой турбины, используется в качестве хладагента — ввиду лучших теплофизических свойств это может позволить сократить расход среды на охлаждение и повысить конечный КПД ГТУ.

За счет теоретической возможности повышения КПД ГТУ интерес к применению парового охлаждения лопаточного аппарата ГТУ является достаточно высоким, и этой теме посвящаются труды отечественных и зарубежных ученых. Так, в [8] была предложена методика пересчета расхода пара на охлаждение лопаток конвертированных газотурбинных двигателей при переходе с воздушного охлаждения. Показано, что переход на паровое охлаждение может сократить суммарный расход хладагента. В свою очередь, в [9] представлены результаты численных исследований

¹ Mitsubishi Power | M701J Series. Режим доступа: <https://power.mhi.com/products/gasturbines/lineup/m701j> (дата обращения: 01.08.2024).

² Газовые турбины. Режим доступа: <https://power-m.ru/customers/thermal-power/gas-turbines/> (дата обращения: 01.08.2024).

теплового состояния металла лопаток при замене хладагента. Авторами было установлено, что переход с воздушного на паровое охлаждение с двукратным сокращением расхода обеспечивает приблизительно одинаковые температурные поля в лопаточном аппарате. В [10] была предложена новая конструкция лопаток первой ступени для ГТУ с комбинированной системой охлаждения, включающей паровое пористое охлаждение лопаток первой ступени, паровое закрытое охлаждение статора и воздушное охлаждение лопаток последующих ступеней по открытой схеме.

Совместное паровоздушное охлаждение было реализовано на турбоустановках Н класса от General Electric, где сопловой аппарат первой ступени охлаждается паром по закрытой схеме, при этом пар после нагрева возвращается в паросиловой цикл [11]. В [12] был проведен анализ эффекта от использования закрытой паровой системы, согласно которому КПД ПГУ можно повысить на 1,7–2,1% за счет снимаемой в системе охлаждения теплоты и ее использования для подогрева пара перед цилиндром низкого давления (ЦНД). Анализ возможности сокращения потерь в охлаждаемых ступенях за счет использования водяного хладагента также была посвящена работа [13]. Использование водяного охлаждения ступеней позволяет повысить КПД парогазового цикла на более чем 2,1%.

Использование пара в качестве хладагента в открытых системах охлаждения приведет к потере рабочей среды с уходящими газами, что может сказаться на технико-экономических показателях: подготовка пара является одной из статей издержек на ПГУ и в случае постоянного ввода среды в систему обеспечение постоянного расхода водяного теплоносителя требуемого качества потребует увеличения финансовых затрат.

Несмотря на то, что теме замены хладагента на ГТУ в последнее время были посвящены труды многих исследователей, на сегодняшний день остается неопределенным термодинамический эффект от перехода с воздушного охлаждения на паровое в газовых турбинах тринарных установок. В настоящей работе представлены результаты исследований различных вариантов схем тринарных установок с паровой системой охлаждения. Была поставлена задача по определению требуемого расхода хладагента для обеспечения эффективного охлаждения лопаточного аппарата ГТУ, а также по анализу изменения ключевых параметров в узлах тепловых схем и расчету уровня энергоэффективности таких схем.

Методы

В настоящей работе в качестве объектов исследования рассматриваются три тепловые схемы тринарных установок утилизационного типа, в которых помимо ГТУ, КУ и паротурбинной установки (ПТУ) для утилизации остаточной теплоты уходящих газов используется ОЦР с рекуператором (рис. 1). Паротурбинная часть выполнена с развитой системой регенерации, состоящей из двух подогревателей низкого давления смешивающего типа и одного поверхностного подогревателя высокого давления. КУ одноконтурный, деаэратор атмосферного типа.

На рис. 1а приведена базовая схема тринарного цикла. Для такого цикла рассматривается возможность перехода на паровой хладагент в ГТУ, при этом рассматриваются два варианта: пар на охлаждение отбирается из цилиндра высокого давления ПТУ (рис. 1б) либо генерируется в отдельном парогенераторе низкого давления, расположенном за экономайзером высокого давления (рис. 1в).

В работе рассматривались схемные решения для моноблочных парогазовых энергоблоков утилизационного типа с ГТУ ГТЭ-160, референтные характеристики которой приведены в табл. 1. В расчетах ГТУ с воздушным охлаждением параметры в математической модели подбирались таким образом, чтобы соответствовать референтным.

Термодинамический анализ тепловых схем тринарных энергоустановок производился на основе совокупного решения уравнений теплового и материального балансов для каждого узла схемы. Для определения свойств воды и пара в ПТУ, фреона в ОЦР, продуктов сгорания ГТУ использовалась база данных теплофизических свойств NIST REFPROP.

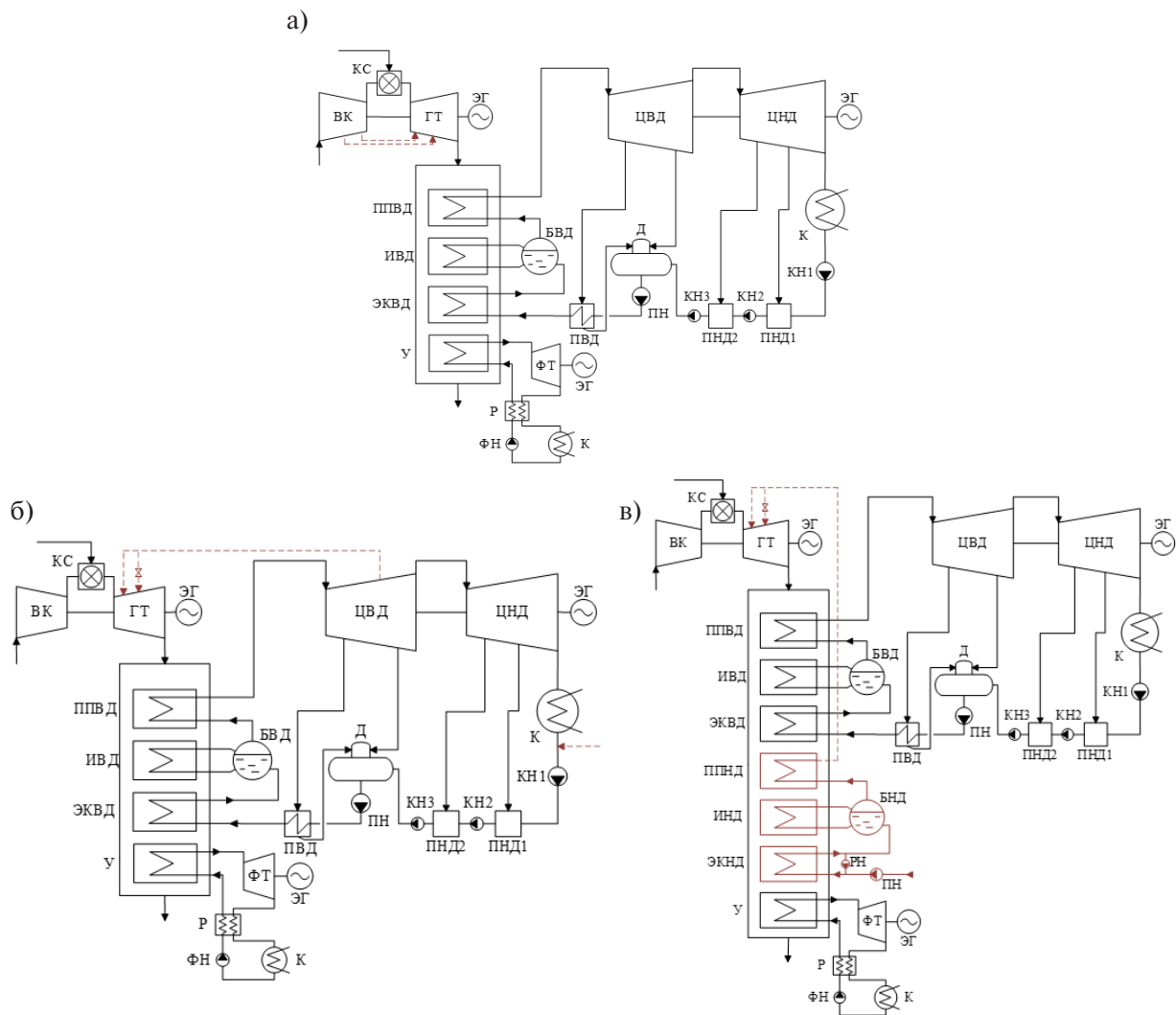


Рис. 1. Тепловые схемы тринарных установок с различными вариантами реализации системы охлаждения ступеней ГТУ (а – воздушное охлаждение; б – паровое с отбором пара из отсека паровой турбины; в – охлаждение паром из дополнительно контура низкого давления КУ)

Fig. 1. Thermal diagrams of trinary plants with different options of the implementation of gas turbine cooling system (a – air cooling; б – steam extraction from the steam turbine compartment; в – steam cooling from additional low-pressure circuit of the waste heat boiler)

Математические модели тринарных энергоустановок состоят из нескольких основных блоков: охлаждаемой ГТУ, КУ с ПТУ, ОЦР. Расчет схем с паровым охлаждением производился по следующей последовательности:

1. Расчет ГТУ (без охлаждения): определяются мощность газовой турбины $N_{гту}$, параметры выхлопа (температура $T_{кт}$ и расход $G_{кт}$ газов на выхлопе) и потребный расход пара на охлаждение g .
2. Расчет КУ: определяются параметры острого пара (T_0 , P_0), паропроизводительность G_0 и температура уходящих газов $T_{ух}$.
3. Расчет ПТУ: определяются мощность ПТУ $N_{пту}$, температура питательной воды после системы регенерации на входе в КУ $T_{пв}$, параметры пара на охлаждение $T_{хл}$, $P_{хл}$. Так как расчет КУ связан с параметрами ПТУ и ГТУ, а параметры ГТУ – с параметрами ПТУ, совместный расчет ГТУ, КУ и ПТУ производился итеративно.
4. Расчет ОЦР: определяется мощность утилизационной установки $N_{оцр}$.

Таблица 1

Параметры газовой турбины ГТЭ-160

Table 1

Parameters of the gas turbine GTPP-160

| Параметр | Значение |
|--|----------|
| Электрическая мощность, МВт | 157 |
| Температура газов на входе в турбину, °С | 1060 |
| Температура газов на выхлопе турбины, °С | 537 |
| Расход выхлопных газов, кг/с | 509 |
| Степень повышения давления | 11,3 |
| Электрический КПД, % | 34,4 |

5. Расчет мощности и КПД нетто всей тринарной установки.

Расчет ГТУ воздушным охлаждением производился по методике, изложенной в [14]. Предполагается, что турбина состоит из четырех ступеней, первые две из которых являются охлаждаемыми, система охлаждения – открытая, хладагент смешивается с основным потоком уходящих газов в ступени. Параметры за ступенью определялись из предположения, что на каждой ступени срабатывает одинаковый теплоперепад.

Суммарный расход воздуха на охлаждение определялся через корреляционное уравнение, связывающее расход с температурой продуктов сгорания перед сопловым аппаратом, согласно методике, описанной в [14]:

$$\psi = 0,0268 \cdot t_0 - 25,98, \quad (1)$$

где t_0 – температура продуктов сгорания перед сопловым аппаратом, °С.

Распределение суммарного расхода между охлаждаемыми ступенями было выбрано по отношению 70:30.

Энтальпия в результате сжатия среды в компрессорах и насосах определялась как:

$$h_{\text{к.вых}} = h_{\text{к.вх}} + (h'_{\text{к.вых}} - h_{\text{к.вх}}) / \eta_{\text{к}}, \quad (2)$$

где $h_{\text{к.вх}}$ – энтальпия рабочей среды на входе в компрессор/насос, кДж/кг; $h'_{\text{к.вых}}$ – теоретическая энтальпия в результате изоэнтропийного сжатия, кДж/кг; $\eta_{\text{к}}$ – внутренний относительный КПД компрессора или насоса.

Энтальпия среды после расширения в турбомашинах рассчитывалась по формуле:

$$h_{\text{т.вых}} = h_{\text{т.вх}} + (h_{\text{т.вх}} - h'_{\text{т.вых}}) \cdot \eta_{\text{т}}. \quad (3)$$

Тепловой баланс камеры сгорания составлялся из суммы теплоты реакции горения топлива и физических теплот топлива и окислителя:

$$B_{\text{кс}} \cdot (Q_{\text{н}}^{\text{р}} + h_{\text{т}}) + G_{\text{б}} \cdot h_{\text{б}} = (G_{\text{б}} + B_{\text{т}}) \cdot h_{\text{т}}, \quad (4)$$

где $B_{\text{кс}}$ и $G_{\text{б}}$ – расход топлива и окислителя в камеру сгорания, кг/с; $Q_{\text{н}}^{\text{р}}$ – низшая рабочая теплота сгорания топлива, кДж/кг; $h_{\text{т}}$, $h_{\text{б}}$ – энтальпия топлива и окислителя, кДж/кг; $h_{\text{т}}$ – энтальпия продуктов сгорания, кДж/кг.

Расход топлива подбирался таким образом, чтобы обеспечить температуру после КС, равную 1060°C. В качестве рабочего топлива принят метан, реакция горения которого:



Мощность группы ступеней турбомашин (ГТУ, ПТУ, ФТ) определялась как:

$$N_{\text{гр}} = G_{\text{гр}} \cdot (h_{\text{вых}} - h_{\text{вх}}), \quad (6)$$

где $G_{\text{гр}}$ – расход рабочей среды в отсеке, кг/с; $h_{\text{вх}}$ и $h_{\text{вых}}$ – энтальпия на входе и выходе из отсека, кДж/кг.

Мощность нетто ГТУ определялась как:

$$N_{\text{ГТУ}} = (N_{\text{т}} - N_{\text{к}}) \cdot \eta_{\text{м}} \cdot \eta_{\text{эг}} - N_{\text{дк}} \cdot \eta_{\text{м}} \cdot \eta_{\text{эп}}, \quad (7)$$

где $N_{\text{т}}$ и $N_{\text{к}}$ – мощность турбины и компрессора, кВт; $N_{\text{дк}}$ – мощность топливного компрессора, кВт; $\eta_{\text{м}}$, $\eta_{\text{эг}}$ и $\eta_{\text{эп}}$ – КПД механический, электрогенератора и электропривода соответственно.

Тепловой баланс теплообменных поверхностей КУ определяется как:

$$G_{\text{г}} \cdot (h'_{\text{г}} - h''_{\text{г}}) = \phi \cdot G_{\text{в}} \cdot (h''_{\text{в}} - h'_{\text{в}}), \quad (8)$$

где $h'_{\text{г}}$ и $h''_{\text{г}}$ – энтальпия газов на входе и выходе из секции КУ, кДж/кг; $h''_{\text{в}}$ и $h'_{\text{в}}$ – энтальпия воды/пара на выходе и входе из секции, кДж/кг; $G_{\text{в}}$ – расход воды/пара, кДж/кг; ϕ – коэффициент сохранения теплоты, характеризующий потери теплоты в окружающую среду.

Относительный внутренний КПД ПТУ определялся по формулам:
для ЦВД:

$$\eta_{\text{ЦВД}} = \left(0,92 - \frac{0,2}{D_0 \cdot v_{\text{ср}}} \right) \cdot \left(1 + \frac{H_0 - 7 \cdot 10^2}{2 \cdot 10^4} \right), \quad (9)$$

где D_0 – расход пара в голову турбины, кг/с; $v_{\text{ср}}$ – средний удельный объем пара в турбине, м³/кг; H_0 – располагаемый теплоперепад в цилиндре, кДж/кг;
для ЦНД:

$$\eta_{\text{ЦНД}} = 0,87 \cdot \left(1 + \frac{H_0 - 400}{10^4} \right) \cdot K_{\text{вл}} - \frac{H_{\text{вс}}}{H_0}, \quad (10)$$

где $K_{\text{вл}}$ – поправочный коэффициент на влажность пара, определяемый как:

$$K_{\text{вл}} = 1 - 0,4 \cdot (1 - \beta_{\text{вл}}) \cdot (y_0 - y_z) \cdot \frac{H_{\text{в}}}{H_0}, \quad (11)$$

где $\beta_{\text{вл}}$ – коэффициент учета влияния средней влажности на внутренний КПД (зависит от конструкции ПТУ), принят 0,1; y_0 и y_z – влажность пара в начале и в конце группы ступеней; $H_{\text{в}}$ – теплоперепад в области влажного пара, кДж/кг; $H_{\text{вс}}$ – потери с выходной скоростью, зависящие от конструкции турбины.

Мощность нетто паротурбинной установки определялась как:

$$N_{\text{ПТУ}} = (N_{\text{ЦВД}} + N_{\text{ЦНД}}) \cdot \eta_{\text{м}} \cdot \eta_{\text{эг}} - \frac{(N_{\text{КН}} + N_{\text{КП}} + N_{\text{РН}})}{\eta_{\text{м}} \cdot \eta_{\text{эп}}}, \quad (12)$$

где $N_{\text{ЦВД}}$ и $N_{\text{ЦНД}}$ — мощность групп ступеней ЦВД и ЦНД, кВт; $N_{\text{КН}}$, $N_{\text{КП}}$ и $N_{\text{РН}}$ — мощность конденсационного, питательного и рециркуляционного насосов, кВт.

Мощность нетто ОЦР установки определялась как:

$$N_{\text{ОЦР}} = N_{\text{ФТ}} - N_{\text{ФН}}, \quad (13)$$

где $N_{\text{ФТ}}$ и $N_{\text{ФН}}$ — мощность фреоновой турбины и насоса соответственно, кВт.

КПД нетто бинарных и тринарных циклов рассчитывался как:

$$\eta = \frac{N_{\text{ГТУ}} + N_{\text{ПТУ}} + N_{\text{ОЦР}}}{B_{\text{кс}} \cdot Q_{\text{н}}^{\text{с}}}. \quad (14)$$

Основные константы, принятые при моделировании, приведены в табл. 2.

Переход с воздушного хладагента на паровой может привести к сокращению требуемого на охлаждение расхода вследствие отличия теплофизических свойств (плотности, теплоемкости, теплопроводности) теплоносителя и его термодинамических параметров (прежде всего температуры). Для оценки влияния данных факторов на величину относительного изменения расхода хладагента была разработана соответствующая методика.

Основная задача системы охлаждения газовой турбины — обеспечить допустимое температурное поле для деталей горячего тракта. На сегодняшний день величина предельно допустимой температуры металла сопловых и рабочих лопаток, выполняемых из жаропрочных сплавов, составляет 850°C. Таким образом, требуемый расход хладагента целесообразно оценивать исходя из условия поддержания заданной температуры.

Предложенная в настоящем разделе методика построена на предположении, что газовая турбина и ее конструктивные характеристики остаются неизменными. Другими словами, площадь поверхности охлаждения и величина снимаемого теплового потока остаются неизменными. В свою очередь, меняются лишь вид хладагента и его температура, что приводит к изменению требуемого расхода на охлаждение.

Для оценки отношения расходов парового и воздушного хладагентов рассматривается охлаждаемый канал простейшей цилиндрической формы (данный подход применим в случае применения конвективной системы охлаждения деталей горячего тракта). В качестве граничных условий берется постоянство температуры стенки цилиндра (850°C) и суммарного тепловосприятия хладагентом.

Относительный расход при переходе с воздушного хладагента на паровой определяется как:

$$g = \frac{G_1}{G_2}, \quad (15)$$

где G_1 и G_2 — суммарный расход пара и воздуха на систему охлаждения соответственно, кг/с.

Расход хладагента связан со скоростью течения через уравнение неразрывности:

$$G = \rho \cdot w \cdot F, \quad (16)$$

где ρ — плотность хладагента, кг/м³; w — скорость течения, м/с; F — площадь проходного сечения в системе охлаждения, м².

Таблица 2

Основные константы, принятые при моделировании схем

Table 2

Basic constants adopted during modeling circuits

| Параметр | Значение |
|--|-----------------|
| Газотурбинная установка | |
| Температура наружного воздуха, °С | 15 |
| Давление воздуха, кПа | 101,3 |
| Влажность воздуха, % | 60 |
| Аэродинамическое сопротивление воздухоохладителя, кПа | 1 |
| Аэродинамическое сопротивление котла-утилизатора, кПа | 5,4 |
| Относительный внутренний КПД ступеней воздушного компрессора, % | 88 |
| Относительный внутренний КПД ступеней газовой турбины, % | 88 |
| Распределение хладагента по I:II ступеням | 70:30 |
| Топливо | CH ₄ |
| Низшая рабочая теплота сгорания топлива, МДж/кг | 50,03 |
| Давление топлива в газотранспортной сети, МПа | 0,7 |
| Потребное давление топлива в камеру сгорания, МПа | 3 |
| Относительный внутренний КПД топливного компрессора, % | 88 |
| Потери давления в камере сгорания, % | 3 |
| КПД механический, % | 99 |
| КПД электрогенератора, % | 99 |
| Паротурбинная установка | |
| Минимальный температурный напор в пароперегревателе, °С | 20 |
| Минимальный температурный напор на холодном конце испарителя, °С | 10 |
| Давление в деаэраторе, МПа | 0,12 |
| Потери давления в отборах турбины, % | 5 |
| Потери давления в элементах котла-утилизатора, % | 5 |
| Потери давления в стопорном клапане, % | 5 |
| Потери теплоты в поверхностях котла-утилизатора, % | 0,4 |
| Недогрев воды в экономайзере до насыщения, °С | 10 |
| Относительный внутренний КПД насосов, % | 85 |
| Температура конденсации, °С | 30 |
| Температура воды после точки смешения, °С | 60 |
| Максимальная влажность пара за последней ступенью паровой турбины, % | 10 |
| Органический цикл Ренкина | |
| Минимальный температурный напор в утилизаторе, °С | 10 |
| Температура уходящих газов за утилизатором, °С | 80 |
| Минимальный температурный напор в рекуператоре, °С | 5 |
| Температура конденсации, °С | 30 |
| Теплоноситель | R236ea |
| Потери давления в утилизаторе, % | 5 |
| Относительный внутренний КПД фреоновой турбины и насоса, % | 85 |

С учетом того, что геометрия каналов охлаждения при замене хладагента не меняется, а скорость течения определяется требуемым числом Рейнольдса Re (17), уравнение (15) можно записать в виде (18).

$$w = Re \cdot \frac{\nu}{d}, \quad (17)$$

где ν – коэффициент кинематической вязкости, m^2/c ; d – характерный размер канала, м.

$$g = \frac{\rho_1 \cdot \nu_1}{\rho_2 \cdot \nu_2} \cdot \frac{Re_1}{Re_2}. \quad (18)$$

Требуемое число Re в охлаждаемом канале в свою очередь определяется из условия обеспечения требуемого уровня конвективной теплоотдачи с поверхности канала. В расчетах было принято допущение, что число Нуссельта в системе охлаждения определяется как:

$$Nu = 0,021 \cdot Re^{0,8} \cdot Pr^{0,43} \cdot \left(\frac{Pr}{Pr_w} \right)^{0,25}, \quad (19)$$

где Pr и Pr_w – число Прандтля при температуре среды и температуре стенки соответственно.

С учетом того, что:

$$Nu = \alpha \cdot \frac{d}{\lambda}, \quad (20)$$

где λ – теплопроводность хладагента $Вт/м^{\circ}C$, и учитывая, что при замене хладагента d не меняется, уравнение (18) можно привести к виду:

$$g = \frac{\rho_1 \cdot \nu_1}{\rho_2 \cdot \nu_2} \cdot \left(\frac{Pr_1}{Pr_2} \right)^{-0,85} \cdot \left(\frac{Pr_{1w}}{Pr_{2w}} \right)^{0,3125} \cdot \left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2} \right)^{-1,25} \cdot \left(\frac{\alpha_1}{\alpha_2} \right)^{1,25}. \quad (21)$$

Требуемый уровень теплоотдачи α определяется из условия достижения требуемой температуры охлаждаемых элементов:

$$\alpha = \frac{Q}{\Delta T \cdot F}, \quad (22)$$

где Q – суммарное тепловосприятие, Вт; F – конечная площадь теплообмена, определяемая длиной цилиндрического канала, m^2 ; ΔT – среднелогарифмический температурный напор в цилиндре, $^{\circ}C$:

$$\Delta T = \frac{(T_B - T_{BX}) - (T_B - T_{ВЫХ})}{\ln \left(\frac{T_B - T_{BX}}{T_B - T_{ВЫХ}} \right)}, \quad (23)$$

где T_w – требуемая температура охлаждаемого элемента, принята $850^{\circ}C$; T_{BX} , $T_{ВЫХ}$ – температура хладагента на входе и выходе из канала, $^{\circ}C$.

Температура теплоносителя на выходе из канала охлаждения зависит от площади теплообмена, расхода и теплоемкости среды. В расчетах для определения площади теплообмена длина цилиндра была принята 0,2 м, а диаметр 0,01 м. С учетом того, что водяной эквивалент при замене хладагента изменится, изменится и среднеинтегральная температура потока, что следует также учитывать при определении теплофизических свойств.

С учетом того, что плотность теплового потока будет определяться в первую очередь условиями конвективной теплоотдачи в лопаточном аппарате со стороны уходящих газов и требуемой температурой металла, а эти параметры не зависят от вида хладагента, относительный расход хладагента будет определяться как:

$$g = \frac{\rho_1 \cdot v_1}{\rho_2 \cdot v_2} \cdot \left(\frac{Pr_1}{Pr_2} \right)^{-0,85} \cdot \left(\frac{Pr_{1w}}{Pr_{2w}} \right)^{0,3125} \cdot \left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2} \right)^{-1,25} \cdot \left(\frac{\Delta T_1}{\Delta T_2} \right)^{-1,25}. \quad (24)$$

Таким образом, конечный расход при переходе с воздушного охлаждения на паровое будет определяться только теплофизическими свойствами рабочих сред и температурой.

Экономическая целесообразность предлагаемых схемных решений будет определяться во многом стоимостью природного газа и затратами на подготовку водяного теплоносителя. В случае увеличения КПД нетто тринарного цикла за счет замены хладагента, с одной стороны, сократятся издержки на топливо, с другой, возрастут затраты на водоподготовку. Критерием оценки экономической эффективности может стать изменение суммарных издержек, которое при переходе с одного теплоносителя в системе охлаждения на другой будет определяться изменением топливных издержек и изменением издержек на водоподготовку:

$$\Delta II = G_1 C_{\text{в}} + \Delta B_{\text{к}} C_{\text{т}}, \quad (25)$$

где $C_{\text{в}}$ и $C_{\text{т}}$ – цена на водоподготовку 1 кг теплоносителя и на 1 кг природного газа, руб.; $\Delta B_{\text{к}}$ – изменение топливных затрат, кг/с.

Результаты

На рис. 2 представлена зависимость относительного расхода хладагента от температуры пара для ГТУ ГТЭ-160. Из графика видно, что с увеличением температуры потребуется большее количество парового теплоносителя для обеспечения требуемого температурного поля лопатки: от 0,466 $G_{\text{возд}}$ при $T = 180^\circ\text{C}$ до 0,632 $G_{\text{возд}}$ при $T = 300^\circ\text{C}$. Увеличение температуры пара на 10°C приводит к росту относительного расхода на 0,014, что может существенно сказаться на эффективности ГТУ. В этой связи важным становится задача определения источника пара с требуемыми параметрами.

В тринарной энергоустановке пар производится в КУ, однако давление острого пара после пароперегревателя высокого давления существенно превышает требуемое значение для открытой системы охлаждения. Отбор среды из пароперегревателя высокого давления является нецелесообразным в том числе ввиду высокого уровня температуры. Одним из источников пара может стать отбор из отсека паровой турбины при давлении, требуемом для системы охлаждения. Давление после первой ступени ГТУ составляет 0,69 МПа, при отборе из отсека паровой турбины температура пара будет равна 294°C , что выше температуры в воздушной системе. Однако за счет более благоприятных теплофизических свойств суммарный расход хладагента сокращается с 12 кг/с (воздух) до 7,68 кг/с (пар).

Альтернативным вариантом может стать генерация пара на систему охлаждения в отдельном контуре низкого давления. Такая схема схожа по структуре с двухконтурным КУ, однако вместо

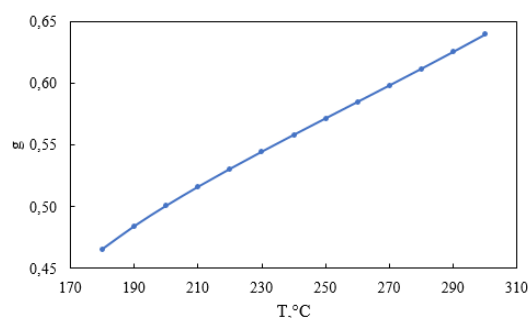


Рис. 2. Зависимость относительного расхода хладагента от температуры пара

Fig. 2. Dependence of relative coolant flow rate on steam temperature

ЦНД пар низкого давления поступает в систему охлаждения. Острый пар в пароперегревателе низкого давления может перегреваться в широком диапазоне температур, что делает такую схему менее зависимой от процесса расширения в ПТУ. С учетом необходимости испарения среды при давлении, равном либо большем требуемого в системе охлаждения, а также с учетом необходимости перегрева пара на некоторую величину, превышающую температуру насыщения для предотвращения выпадения влаги при дросселировании в системе, температура газов, поступающих на часть низкого давления КУ, должна быть сравнительно высокой. Минимальная температура необходимого для системы охлаждения пара, как было установлено с учетом вышеизложенных требований, должна быть не ниже 180°C, а температура газов, с учетом температурного напора в КУ, не ниже 200°C. Это может обусловить сокращение мощности паросилового контура, и в традиционной бинарной ПГУ уровень КПД сократится, однако в тринарном цикле, где на хвостовой части установлен дополнительный утилизатор на фреоне, остаточная теплота уходящих газов будет эффективно воспринята низкокипящим теплоносителем. На рис. 3 приведены Т-Q диаграммы КУ для схемы с отбором пара из ПТУ и схемы с отдельным парогенератором низкого давления, из которых наглядно видно, что в схеме с контуром низкого давления тепловосприятие ОЦР значительно меньше, чем в случае отбора пара из ПТУ.

В тринарном цикле КПД нетто зависит от температуры питательной воды, которая определяет распределение теплоты уходящих газов между паровым и органическим циклами. Оптимальное значение $T_{п.в.}$ в схемах с паровым охлаждением составляет порядка 140°C. В этой связи в схеме с двухконтурным котлом значение $T_{п.в.}$ должно не только удовлетворять требованиям по параметрам уходящих газов для контура низкого давления, но и обеспечивать оптимальные параметры в ПТУ. Результаты расчетов показали, что для температуры пара на систему охлаждения в 180°C возможно достижение оптимального значения $T_{п.в.} = 140°C$, однако это достигается за счет увеличения температурного напора на конце ПЕНД до 26°C, что частично сокращает конечный уровень энергоэффективности.

В рассматриваемых циклах на конечный уровень энергетической эффективности будут влиять такие факторы, как электрический КПД каждого генерирующего элемента и распределение выработки мощности между каждым из них. В тринарном цикле есть три отдельные электрогенерирующие установки: газотурбинная, паротурбинная и фреоновая. На рис. 4 приведена мощность элементов для рассматриваемых схем: с воздушным охлаждением, паровым при отборе из турбины и паровым при отдельной генерации пара. В цикле с воздушным охлаждением ГТУ большая часть электроэнергии генерируется на газовой турбине (65%), 29,5% приходится на ПТУ и остальные 5,5% — на ОЦР. Переход на паровое охлаждение при фиксированном расходе уходящих газов позволяет повысить мощность ГТУ на 13,6 МВт и 16,2 МВт в схемах с котлом на двух давлениях и отборе из отсека ПТУ соответственно. Увеличение мощности связано с тем, что в

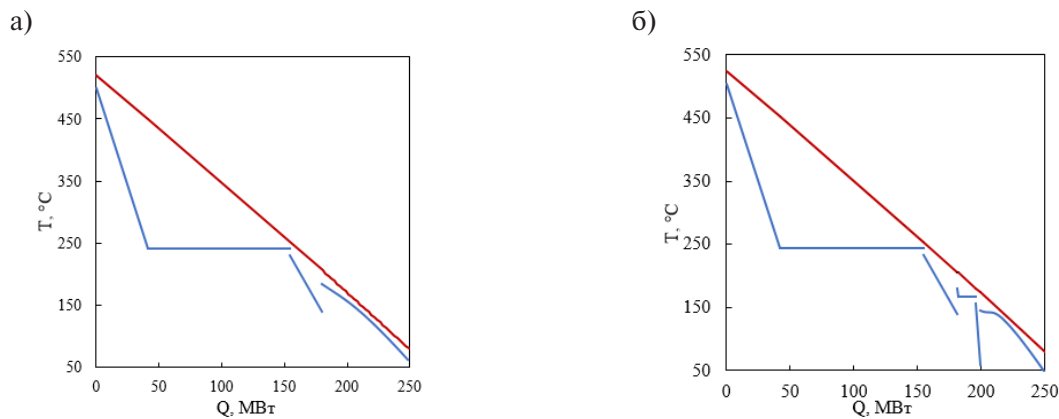


Рис. 3. T-Q диаграммы для предложенных тепловых схем
(а — отбор пара из отсека паровой турбины; б — генерация пара в контуре низкого давления)

Fig. 3. T-Q diagrams for the proposed thermal circuits
(a — steam extraction from the steam turbine compartment; b — steam generation in the low-pressure contour)

таких схемах весь воздух, сжимаемый в ВК, поступает в КС и полезно совершает работу, при этом в схеме с отбором из ПТУ температура пара на охлаждение выше, чем в двухконтурном КУ, в связи с чем расход среды увеличен, и в открытой системе охлаждения это приведет к увеличению теплоемкости расширяемой в ГТ среды и, как следствие, к росту мощности.

Увеличение мощности ГТУ происходит за счет сокращения мощности парового и фреонового контуров. В схеме с отдельным контуром низкого давления сокращение мощности ПТУ обуславливается тем, что при переходе на паровое охлаждение сокращается температура выхлопа ГТУ с 537°C до 524°C , вместе с чем сокращается начальная температура и расход генерируемого пара. Также за счет добавления новых поверхностей в котле после экономайзера высокого давления сокращается количество теплоты, передаваемой в ОЦР, электрическая мощность которого уменьшается с 12,9 МВт до 8 МВт. В схеме с отбором пара из отсека паровой турбины сокращение мощности ПТУ до 60,8 МВт вызвано как уменьшением параметров острого пара, так и уменьшением расхода расширяемой среды. При этом мощность ОЦР установки практически не изменяется.

В результате за счет изменения в структуре выработки электрической энергии в тринарном цикле уровень энергетической эффективности схем различается. Так, КПД нетто тринарного цикла с воздушным охлаждением равен 52,02%, а переход на паровое охлаждение обеспечивает прирост в 0,53% и 1,23% в схемах с отдельным контуром низкого давления и отборе из отсека ПТУ соответственно. Наибольший КПД нетто, равный 53,25%, достигается в схеме с отбором пара из отсека турбины, что может свидетельствовать об энергетической целесообразности использования данного схемного решения.

Несмотря на положительный энергетический эффект, конечный вывод о целесообразности применения предлагаемых схемных решений следует делать на основе экономических показателей. Важным аспектом является увеличение затрат на паровой хладагент, который в открытой системе охлаждения удаляется из цикла с уходящими газами, а баланс массы в цикле компенсируется добавочным водяным теплоносителем с высокой степенью очистки. Исходная стоимость теплоносителя будет зависеть от исходного качества воды и используемого способа водоподготовки, в свою очередь, рост энергоэффективности приводит к сокращению потребления топлива, стоимость которого во многом зависит от региона строительства энергоблока.

Анализ чувствительности суммарных издержек к стоимости питательной воды и топлива показал, что в схеме с отбором пара из отсека ПТУ сокращение суммарных издержек будет наблюдаться в случае, если стоимость килограмма условного топлива будет в более чем 21 раз превышать

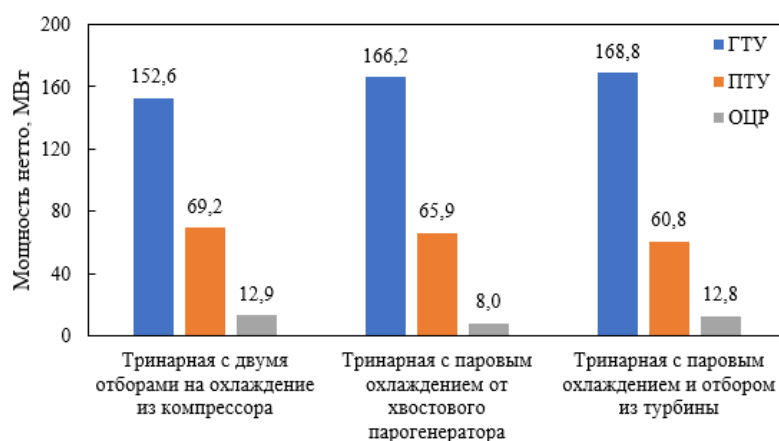


Рис. 4. Диаграмма мощностей нетто основных узлов тринарных энергетических установок

Fig. 4. Net power diagram of the main components of trinary power plants

стоимость литра добавочной воды в схеме с отбором пара из ПТУ и в более чем 36 раз — в схеме с отдельным контуром низкого давления. Таким образом, экономическая целесообразность применения разработанных схемных решений будет во многом определяться регионом размещения энергоустановки.

Одним из возможных путей сокращения затрат на подготовку водяного теплоносителя может стать применение закрытой системы охлаждения деталей горячего тракта. Однако в данном случае необходимо решить проблему охлаждения хвостовой и торцевой частей пера лопаток.

Выводы

Переход на паровое охлаждение теплонапряженных элементов проточной части газовых турбин может стать одним из действенных способов повышения уровня эффективности парогазовых энергоблоков. В настоящей работе была разработана методика расчета расхода парового хладагента на систему охлаждения газовой турбины, которая использовалась для оценки эффективности схем тринарных циклов. Предложены схемы и разработаны математические модели тринарных установок с паровым охлаждением газовой турбины: схема с отбором пара из отсека паровой турбины, схема с отдельным контуром низкого давления для генерации пара на систему охлаждения.

По результатам математического моделирования было установлено следующее.

1. В тринарном цикле замена воздушного хладагента на паровой может быть реализована несколькими путями: за счет пара из отбора турбины либо за счет добавления отдельного парогенератора низкого давления. В обоих случаях температура уходящих газов за последними секциями КУ достаточно высокая для утилизации их теплоты в ОЦР.

2. Переход на паровой теплоноситель в системе охлаждения при условии обеспечения требований по предельной температуре металла на газовой турбине ГТЭ-160 возможен при расходе пара не менее 5,66 кг/с при температуре 180°C и 6,63 кг/с при температуре парового хладагента, равной температуре воздушного хладагента.

3. Переход с воздушного охлаждения на паровое приведет к росту КПД нетто тринарного энергоблока в среднем на 1,23% в случае отбора пара из отсека и на 0,53% при генерации пара в отдельном контуре низкого давления.

Несмотря на наличие термодинамического эффекта, замена хладагента возможна только при условии обеспечения стабильной работы основных элементов турбоустановки, что следует определять по результатам экспериментальных исследований процессов газодинамики, теплообмена и надежности.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Morimoto K., Wakazono S., Yuri M., Kataoka M. Verification of 1650°C class JAC gas turbine, Proceedings of the International Conference on Power Engineering (ICOPE), 2021.15 (2021). DOI: 10.1299/jsme-icope.2021.15.2021-0240
- [2] Kwon H.M., Moon S.W., Kim T.S., Kang D.W. Performance enhancement of the gas turbine combined cycle by simultaneous reheating, recuperation, and coolant inter-cooling, Energy, 207 (2020) 118271. DOI: 10.1016/j.energy.2020.118271
- [3] Köse Ö., Koç Y., Yağlı H. Performance improvement of the bottoming steam Rankine cycle (SRC) and organic Rankine cycle (ORC) systems for a triple combined system using gas turbine (GT) as topping cycle, Energy Conversion and Management, 211 (2020) 112745. DOI: 10.1016/j.enconman.2020.112745
- [4] Wang S., Liu Z., Liu C., Wang X. Thermodynamic analysis of operating strategies for waste heat recovery of combined heating and power systems, Energy, 258 (2022) 124803. DOI: 10.1016/j.energy.2022.124803
- [5] Wieland C., Schiffelechner C., Dawo F., Astolfi M. The organic Rankine cycle power systems market: Recent developments and future perspectives, Applied Thermal Engineering, 224 (2023) 119980. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2023.119980
- [6] Киндра В.О., Комаров И.И., Злышко О.В., Максимов И.А., Островский М.А. Термодинамический анализ тринарных энергоустановок // Известия Российской академии наук. Энергетика. 2024. № 1. С. 70–81. DOI: 10.31857/S0002331024010091
- [7] Chowdhury T.S., Mohsin F.T., Tonni M.M., Mita M.N.H., Ehsan M.M. A critical review on gas turbine cooling performance and failure analysis of turbine blades, International Journal of Thermofluids, 18 (2023) 100329. DOI: 10.1016/j.ijft.2023.100329
- [8] Кислов О.В. Оценка потребного количества водяного пара для конвективного охлаждения лопаток газовой турбины конвертированного ГТД // Энергетические и Теплотехнические Процессы и Оборудование. 2012. № 8. С. 42–44.
- [9] Тарасов А.И. Замена воздуха на пар в системах охлаждения действующих газовых турбин // Тяжелое Машиностроение. 2006. № 1. С. 12–14.
- [10] Арсеньев Л.В., Ходак Е.А., Ромахова Г.А., Соколов Н.П., Подещук В.Г. Совершенствование комбинированных установок с паровым охлаждением газовой турбины // Теплоэнергетика. 1993. № 3. С. 31–35.
- [11] Matta R.K., Mercer G.D., Tuthill R.S. Power Systems for the 21st Century – “H” Gas Turbine Combined-Cycles, GE Power Systems Schenectady, NY, 2000.
- [12] Богомолова Т.В., Цирков М.Б. Повышение эффективности бинарных ПГУ при использовании парового охлаждения лопаток газовой турбины // Вестник Московского Энергетического Института. 2013. № 3. с. 27–31.
- [13] Балашов Ю.А., Березинец П.А., Агеев А.В., Беляков А.В., Тарадай Д.В. Анализ возможности сокращения потерь мощности в охлаждаемой энергетической ГТУ // Теплоэнергетика. 2019. № 9. С. 32–41. DOI: 10.1134/S0040363619090017
- [14] Kindra V.O., Naumov V.Yu., Kovalev D.S., Oparin M.V. Air-cooled gas turbine model, Academic Journal of Manufacturing Engineering, 21(2) (2023) 5–11.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

РОГАЛЕВ Николай Дмитриевич — ректор, Национальный исследовательский университет «МЭИ», д-р техн. наук.

E-mail: RogalevND@mpei.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6458-2869>

РОГАЛЕВ Андрей Николаевич — заведующий кафедрой, Национальный исследовательский университет «МЭИ», д-р техн. наук.

E-mail: RogalevAN@mpei.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7256-0144>

КИНДРА Владимир Олегович — доцент, Национальный исследовательский университет «МЭИ», канд. техн. наук.

E-mail: kindra.vladimir@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8406-7901>

МАКСИМОВ Игорь Александрович — старший преподаватель, Национальный исследовательский университет «МЭИ», без степени.

E-mail: maksimovia98@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6459-4579>

ЗУЙКИН Роман Евгеньевич — инженер, Национальный исследовательский университет «МЭИ», без степени.

E-mail: ZuykinRY@mpei.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-2526-9884>

REFERENCES

- [1] K. Morimoto, S. Wakazono, M. Yuri, M. Kataoka, Verification of 1650°C class JAC gas turbine, Proceedings of the International Conference on Power Engineering (ICOPE), 2021.15 (2021). DOI: 10.1299/jsme-icope.2021.15.2021-0240
- [2] H.M. Kwon, S.W. Moon, T.S. Kim, D.W. Kang, Performance enhancement of the gas turbine combined cycle by simultaneous reheating, recuperation, and coolant inter-cooling, Energy, 207 (2020) 118271. DOI: 10.1016/j.energy.2020.118271
- [3] Ö. Köse, Y. Koç, H. Yağlı, Performance improvement of the bottoming steam Rankine cycle (SRC) and organic Rankine cycle (ORC) systems for a triple combined system using gas turbine (GT) as topping cycle, Energy Conversion and Management, 211 (2020) 112745. DOI: 10.1016/j.enconman.2020.112745
- [4] S. Wang, Z. Liu, C. Liu, X. Wang, Thermodynamic analysis of operating strategies for waste heat recovery of combined heating and power systems, Energy, 258 (2022) 124803. DOI: 10.1016/j.energy.2022.124803
- [5] C. Wieland, C. Schiffechner, F. Dawo, M. Astolfi, The organic Rankine cycle power systems market: Recent developments and future perspectives, Applied Thermal Engineering, 224 (2023) 119980. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2023.119980
- [6] V.O. Kindra, I.I. Komarov, O.V. Zlyvko, I.A. Maksimov, M.A. Ostrovsky, Thermodynamic Analysis of a Trinary Power Plant, Izvestiâ Akademii nauk SSSR. Ènergetika, 1 (2024) 70–81. DOI: 10.31857/S0002331024010091
- [7] T.S. Chowdhury, F.T. Mohsin, M.M. Tonni, M.N.H. Mita, M.M. Ehsan, A critical review on gas turbine cooling performance and failure analysis of turbine blades, International Journal of Thermofluids, 18 (2023) 100329. DOI: 10.1016/j.ijft.2023.100329
- [8] O.V. Kislov, Otsenka potrebnogo kolichestva vodianogo para dlia konvektivnogo okhlazhdeniia lopatok gazovoi turbiny konvertirovannogo GTD [Estimation of the required amount of water vapor for convective cooling of gas turbine blades of a converted gas turbine engine], Energeticheskie i Teplotekhnicheskie Protssesy i Oborudovanie [Power and Thermal Engineering Processes and Equipment], 8 (2012) 42–44.
- [9] A.I. Tarasov, Zamena vozdukha na par v sistemakh okhlazhdeniia deistvuiushchikh gazovykh turbin [Replacement of air with steam in cooling systems of operating gas turbines], Tyazheloye Mashinostroyeniye [Heavy Engineering], 1 (2006) 12–14.

- [10] L.V. Arsen'ev, E.A. Khodak, G.A. Romakhova, N.P. Sokolov, V.G. Podeshchuk, Sovershenstvovanie kombinirovannykh ustanovok s parovym okhlazhdeniem gazovoi turbiny [Improvement of combined units with steam cooling of gas turbine], Thermal Engineering, 3 (1993) 31–35.
- [11] R.K. Matta, G.D. Mercer, R.S. Tuthill, Power Systems for the 21st Century – “H” Gas Turbine Combined-Cycles, GE Power Systems Schenectady, NY, 2000.
- [12] T.V. Bogomolova, M.B. Tsirkov, efficiency increase of the binary CCGT through the use of steam cooling for gas turbine blades, Bulletin of MPEI, 3 (2013) 27–31
- [13] Y.A. Balashov, P.A. Berezinets, A.V. Ageev, A.V. Belyakov, D.V. Taradai, Analyzing the possibility of reducing power loss in a cooled power-generating gas turbine unit, Thermal Engineering, 66(9) (2019) 626–634. DOI: 10.1134/S0040601519090015
- [14] V.O. Kindra, V.Yu. Naumov, D.S. Kovalev, M.V. Oparin, Air-cooled gas turbine model, Academic Journal of Manufacturing Engineering, 21(2) (2023) 5–11.

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Nikolay D. ROGALEV – *National Research University “Moscow Power Engineering Institute”*.
E-mail: RogalevND@mpei.ru
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6458-2869>

Andrey N. ROGALEV – *National Research University “Moscow Power Engineering Institute”*.
E-mail: RogalevAN@mpei.ru
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7256-0144>

Vladimir O. KINDRA – *National Research University “Moscow Power Engineering Institute”*.
E-mail: kindra.vladimir@yandex.ru
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8406-7901>

Igor A. MAKSIMOV – *National Research University “Moscow Power Engineering Institute”*.
E-mail: maksimovia98@gmail.com
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6459-4579>

Roman E. ZUIKIN – *National Research University “Moscow Power Engineering Institute”*.
E-mail: ZuykinRY@mpei.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-2526-9884>

Поступила: 02.09.2024; Одобрена: 18.11.2024; Принята: 21.11.2024.
Submitted: 02.09.2024; Approved: 18.11.2024; Accepted: 21.11.2024.

Металлургия. Материаловедение Metallurgy. Material Science

Научная статья

УДК 621.319.4

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30402>



*В.И. Горынин¹ ✉, В.В. Рогожкин², В.Е. Михайлов¹,
Ю.Г. Сухоруков¹, А.А. Ланин¹, Л.А. Хоменок¹,
С.Б. Есин¹, Е.В. Коленов¹, А.В. Шеволин³*

¹ ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», Санкт-Петербург, Россия;

² АО «Атомпроект», Санкт-Петербург, Россия;

³ Санкт-Петербургский филиал Московского проектного института
АО «Атомэнергопроект», Санкт-Петербург, Россия

✉ z1dehy97@mail.wplus.net

СОВМЕСТНОЕ РЕШЕНИЕ ПРЕСНОВОДНЫХ И КЛИМАТИЧЕСКИХ ПРОБЛЕМ БЕЗВОДНЫХ И ПУСТЫННЫХ РЕГИОНОВ

Аннотация. В статье предложена аэроконденсатная технология совместного регулирования пресноводных ресурсов и климата с целью масштабного водообеспечения населения, увлажнения пустынь и аридных земель в Саудовской Аравии, Африке и других климатически проблемных регионах. Сформулированы технико-экономические характеристики мегасистемы «COOLERS» с производительностью безотходного промышленного сбора пресноводного конденсата до 30 тыс. т/сут. и с генерацией высотной зонтичной облачности перистого типа (Cirrus) толщиной 0,5–2,0 км и массой от десяти до нескольких тысяч тонн для снижения солнечной радиации до 40% над площадью до 100 тыс. км² для обеспечения доступа влажных морских атмосферных масс на территорию пустынь. Пресноводный конденсат производится благодаря наличию практически безграничной и экологически чистой атмосферной влаги морей и океанов путем применения турбокомпрессорной системы для охлаждения воздуха при его адиабатическом расширении. Основой для реализации аэроконденсатной технологии регулирования водных ресурсов и климата служит электрическая энергия АЭС и ТЭС проблемных регионов.

Ключевые слова: аэроконденсатная технология, совместное регулирование, пресная вода, климат, природная основа, технико-экономические характеристики, мегасистема «COOLERS», атмосферная влага морей, промышленный сбор пресноводного конденсата.

Для цитирования:

Горынин В.И., Рогожкин В.В., Михайлов В.Е., и др. Совместное решение пресноводных и климатических проблем безводных и пустынных регионов // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 24–36. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30402>



V.I. Gorynin¹ ✉, V.V. Rogozhkin², V.E. Mikhailov¹,
Yu.G. Sukhorukov¹, A.A. Lanin¹, L.A. Homenok¹,
S.B. Esin¹, E.V. Kolenov¹, A.V. Shevoldin³

¹ JSC "I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment", St. Petersburg, Russia;

² JSC "Atomproekt", St. Petersburg, Russia;

³ JSC "Atomenergoproekt", St. Petersburg, Russia

✉ z1dehy97@mail.wplus.net

JOINT SOLUTION OF FRESHWATER AND CLIMATE ISSUES OF WATERLESS AND DESERT REGIONS

Abstract. The article proposes an aerocondensate technology for joint regulation of freshwater resources and climate for the purpose of large-scale water supply for the population, humidification of deserts and arid lands in Saudi Arabia, Africa and other climatically problematic regions. The technical and economic characteristics of the COOLERS megasystem with a capacity of waste-free industrial collection of freshwater condensate of up to 30 thousand tons/day and with the generation of high-altitude umbrella clouds of the cirrus type with a thickness of 0.5–2.0 km and a mass from 10 tons to several thousand tons are formulated to reduce solar radiation by 40% over an area of up to 100 thousand square kilometers to ensure access of humid marine atmospheric masses to the territory of deserts and the continent. Freshwater condensate is produced due to the presence of virtually unlimited and environmentally friendly atmospheric moisture of the seas and oceans by using a turbocompressor system for cooling the air during its adiabatic expansion. The basis for the implementation of the aerocondensate technology for regulating water resources and climate is the electrical energy of nuclear power plants and thermal power plants in problematic regions.

Keywords: aerocondensate technology, joint regulation, fresh water, climate, natural basis, technical and economic characteristics, COOLERS megasystem, atmospheric moisture of the seas, industrial collection of freshwater condensate.

Citation:

Gorynin V.I., Rogozhkin V.V., Mikhailov V.E., et al., Joint solution of freshwater and climate issues of waterless and desert regions, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 24–36, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30402>

Введение. Вода, входящая в состав всего живого на Земле, и климат как совокупность состояний гидросферы, литосферы и атмосферы находятся в непрерывной связи, и изменение климата оказывает воздействие на ресурсы воды, способствуя ее нехватке в условиях нарушения механизма выпадения атмосферных осадков вследствие повышения температуры окружающей среды [1–4]. В свою очередь, негативное изменение процесса влагооборота в природе снижает водоснабжение, увеличивая спрос на пресную питьевую воду.

В настоящее время, по данным ООН, около 2 млрд человек в мире (каждый четвертый житель Земли) не имеют доступа к безопасной природной пресной воде. По прогнозам ООН и ВОЗ, к 2035 году число людей с постоянным дефицитом воды превысит 4 млрд человек.

Анализ данных [1] по количеству воды на 1 человека, равнявшемуся 11000 м³ в 1970-х годах, 8700 м³ — в 1980-х и 6500 м³ — в 2000-х годах, позволяет сделать прогноз, что в 2025 году оно достигнет 4000–5000 м³. Таким образом, за 55 лет население мира увеличилось вдвое, а водоснабжение

уменьшилось примерно втрое. Предполагается, что к 2050 году оно составит 2500–4000 м³/год, что ниже прогнозного критического значения в 4300 м³/год.

Однако и эту оценку проблемы пресной воды сложно считать объективной, так как компьютерное моделирование данных по странам с низким и средним уровнем дохода выявило в 2024 году более 4,4 млрд человек в мире без свободного доступа к природной пресной воде [5]. Эти данные более чем вдвое (в 2,2 раза) превышают значения ООН и ВОЗ по пресноводным ресурсам.

Нехватка природной пресной воды стала общепризнанной глобальной проблемой номер один, которая не имела достаточно объективной оценки вследствие более высокой ее динамичности, чем это определялось и прогнозировалось. Население таких регионов, как, например, Африка к югу от Сахары и Юго-Западная Азия, имеют серьезные проблемы в обеспечении себя питьевой водой, препятствующие устойчивому развитию [5].

В Швейцарском институте водных проблем использовали данные опросов 65 тыс. домохозяйств и карты 135 стран-членов ООН для оценки реального состояния водоснабжения. Было выявлено, что в странах с высоким доходом также могут быть группы населения с недостаточным доступом к природной пресной воде, хотя эти страны не были включены в анализ. Кроме того, использовались результаты спутниковых наблюдений, съемок с бортов самолетов и местных замеров различных экологических и эпидемиологических параметров, влияющих на качество воды. Это позволило составить глобальную карту, отражающую стабильность доступа к природной пресной воде [5].

Можно отметить, что уже в 2024 году доля населения мира, имеющего доступ к природной пресной воде, до последнего времени доминировавшая, впервые стала меньше доли жителей с дефицитом пресноводных ресурсов. Это мало кто замечает, как и то, что расчет доступа к природной пресной воде уже может оцениваться не по населению с нехваткой воды, а по динамике уменьшения количества населения без дефицита воды и тем самым по снижению доступных пресноводных ресурсов.

Доступ к природной пресной воде близок к критическому для более чем 4,4 млрд человек с учетом более высоких и практически не регулируемых климатических температур. Приведенные данные [1, 3–5] и исследования ООН и ВОЗ свидетельствуют не о целесообразности, а о срочности разработки и применения инженерных методов эффективного сокращения и устранения галопирующего дефицита пресноводных ресурсов в условиях регулирования климата для обеспечения основного права на безопасную питьевую воду для всех.

Актуальность проблем воды и климата

Вода во все большей степени является ресурсом, последствия дефицита которого с учетом интенсивности изменения климата являются фактором различных рисков для энергетического, аграрного, индустриального, медицинского и других секторов. Все это при контролируемом или достаточном водоснабжении приобретает важное значение для обеспечения устойчивого развития в условиях даже ограниченно-активной приспособляемости к росту климатических температур за счет техногенного регулирования климата проблемного региона на природной основе, с учетом управления атмосферной влагой.

В настоящее время пресная вода и ее объемы в основном воспринимаются в виде обособленного сектора с попытками его отдельного регулирования или управления практически без учета реальной неразрывной связи факторов атмосферной влаги и климата. В связи с этим постановка задачи, исследовательский подход и реализация на их основе мультидисциплинарного инженерного мегапроекта, связанные с масштабным и экологически чистым промышленным сбором природной пресной воды, а значит, и с влиянием климата, должны иметь совместную (совокупную) пресноводную и климатическую направленность.

Принцип совместного решения проблем воды и климата

В соответствии с [4] основным принципом решения проблем дефицита пресной воды и опустынивания территорий регионов является использование безграничных объемов атмосферной влаги южных морей (Каспийское, Красное и Средиземное моря, Персидский залив, Индийский и Атлантический океаны и др.), примыкающих к территориям пустынь, безводных и аридных земель.

Воздух акватории морей и океанов является крупнейшим на Земле восполняемым хранилищем пресноводной влаги (содержание влаги до 3,5% от веса воздуха при максимальной температуре среды 45°C). Пресноводная атмосферная влага морей формируется естественным путем как результат взаимодействия морской воды, солнца, ветра и других природных факторов. Химический и изотопный состав атмосферной влаги совпадает с составом дождевой воды (с точностью до морских аэрозолей и атмосферных примесей). Атмосферная влага может быть использована в сельском хозяйстве и промышленности наравне с дождевой и ледниковой водой, для питья после фильтрации для удаления загрязнений (железа, сероводорода, марганца и др.) и минерализации, а также в качестве природного вещества для формирования перистой облачности [6, 7].

Аэроконденсатные мегасистемы «COOLERS» для решения проблем климата пустынь реализуются технологическими системами на базе модернизированных башенных градирен высотой более 200 м (рис. 1) с встроенным типовым турбонасосным, теплообменным, турбодетандерным и винтовентиляторным оборудованием российского и зарубежного производства:

1) система «SAND-COOLER» (далее «Кулер») — для круглогодичного обеспечения регулируемой высотной облачности перистого типа (Cirrus) над территориями пустынь и засушливых районов площадью 100 тыс. км² и более (рис. 2) для снижения уровня солнечной радиации до 40%.

Перистые облака являются первым препятствием, которое встречает солнечное излучение на пути к Земле. Ориентация кристаллов в перистом облаке часто возможна в горизонтальной плоскости, что позволяет им осуществлять функцию единого зеркального пространства для отражения большей части солнечной радиации обратно в атмосферу. При недостаточной плотности перистой облачности и, соответственно, при отсутствии этой ориентации и хаотическом состоянии кристаллов солнечная радиация способствует изменению климата [8, 9]. Градирни «Кулера» поглощают влажный воздух южных морей и перемещают его струями на высоту более 1 км для дальнейшего свободного подъема теплого воздуха в зону постоянных геострофических ветров (высота более 6 км) с формированием оптически плотной перистой облачности. Уровень энергопотребления «Кулера» минимальный — не более 45 МВт [10, 11].

2) система «Конденсор» — для получения до 30 тыс. т/сут. пресноводного конденсата дождевого качества путем компрессии воздуха турбонасосами и его охлаждения при адиабатическом расширении с помощью турбодетандеров. Градирни «Конденсора» оперируют всеми формами атмосферной влаги южных морей, отобранной на высоте от 50 до 300 м, а также выпаром сбросного отводящего канала ТЭС и АЭС. Энергопотребление «Конденсора» не превышает 66 МВт. Состав оборудования для станции «Конденсора» включает в себя ядерную энергетическую установку ВВЭР-640/СВБР-100, компрессоры STX-SX, конденсатор КП-95000, турбодетандер-генератор ETG и др. [11].

Аэроконденсатные мегастанции «COOLERS» позволяют регулировать температуру земной поверхности и приземного воздуха. На затеняемых аридных и супераридных территориях возможно увеличение выпадения атмосферных осадков с восстановлением цикличности кругооборота воды за счет блокировки экранирующих свойств перегретой пустыни в отношении к проникновению с морей и океанов на побережье и континент океанической дождевой облачности [12].

Системы «Кулер» и «Конденсор» могут быть конструктивно совмещены на базе одной платформы аэроконденсатной мегастанции «COOLERS» монолитного исполнения.

Прототипами градирен типа аэроконденсатной мегастанции «COOLERS» по облакообразованию являются (в безветрие) башенные градирни, где тяга создается с помощью высокой вытяжной



Рис. 1. Вариант полуостровного расположения мегасистемы «Кулер» для сбора атмосферной влаги (третий в ряду инжектор справа) и генерации высотной зонтичной облачности (первые два инжектора слева)

Fig. 1. Peninsular arrangement of the “Cooler” megasystem for collecting atmospheric moisture (third injector in the row on the right) and generating high-altitude umbrella clouds (first two injectors on the left)

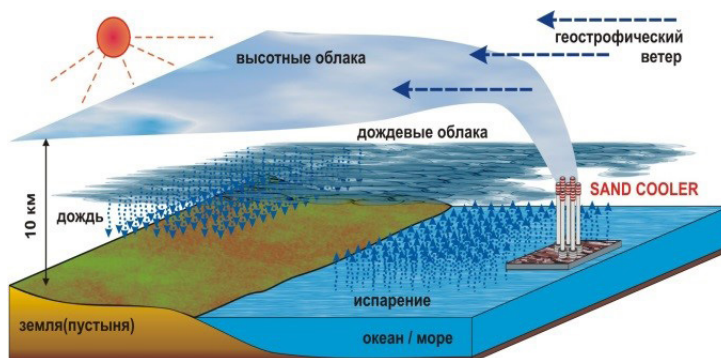


Рис. 2. Схема генерации высотной зонтичной облачности на острове/полуострове для проникновения дождевой облачности с акватории морей на территорию пустыни

Fig. 2. Scheme of generation of high-altitude umbrella clouds on an island/peninsula for penetration of rain clouds from the sea area to the desert territory

башни, и градирни АЭС, имеющие форму гиперболоида вращения, с мощностью 2000 МВт и более (рис. 3 и 4).

На рис. 5 показана карта размещения аэроконденсатных мегастанций для реанимации пустынных приморских и глубинных территорий Аравийского полуострова и Африки с учетом векторной диаграммы розы ветров на высоте более 6 км.

Сравнительно низкое энергопотребление и возможность прибрежного или островного расположения аэроконденсатных мегастанций «COOLERS» позволит применять стационарные, модульные (технология SMR) и плавучие разновидности ТЭС и АЭС региона или их автономные и децентрализованные схемы с электрической мощностью не менее 120 МВт.

Предлагаемые аэроконденсатные мегастанции «COOLERS», например, от предприятий топливно-энергетического комплекса: ГК «Росатом», ПАО «Газпром», ПАО «Роснефть» и др. — за несколько лет минимизируют пресноводные и климатические проблемы пустынь и засушливых земель, например в районах Аравийского полуострова (в Саудовской Аравии — проект супергорода «Неом» с городами The Line, Oxagon, Trojena и Sindalah), прикаспийских территорий Казахстана, Египетского Средиземноморья (96% территорий Египта — пустыня площадью более 1 млн км²) и т.д.



Рис. 3. Подъем вертикально-цилиндрической струи теплого воздуха из башенных градирен в тропосферу
Fig. 3. Rise of a vertical cylindrical stream of warm air from cooling towers into the troposphere



Рис. 4. Формирование техногенной перистой зонтичной облачности в тропосфере за счет вертикально-скоростного перемещения теплого воздуха из башенных градирен АЭС
Fig. 4. Formation of man-made cirrus umbrella clouds in the troposphere due to the vertical-speed movement of warm air from the cooling towers of nuclear power plants

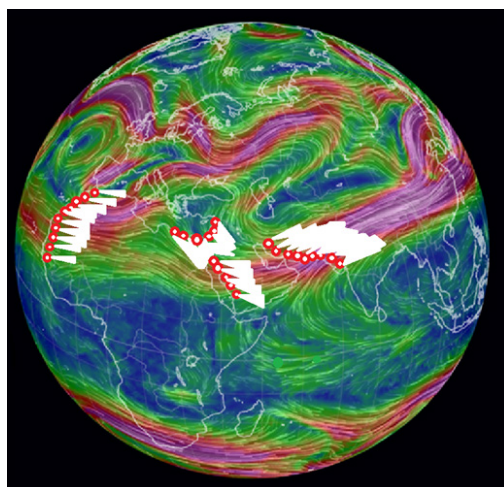


Рис. 5. Глобальная карта ветров в средне-верхнем ярусе тропосферы (электронный ресурс Камерона Беккариа на основе анализа метеонаблюдений)
Fig. 5. Global map of winds in the middle-upper troposphere (electronic resource by Cameron Beccaria based on the analysis of meteorological observations)

Схема аэроконденсатной мегастанции «COOLERS» для круглогодичного обеспечения преимущественно плотной высотной облачности перистого типа над территориями пустынь и аридных земель представлена на рис. 6.

Стоимость аэроконденсатной мегастанции «COOLERS» высотой 400 м в железобетонном исполнении с производительностью инжектора (по воздуху) 50 тыс. м³/с, скоростью выхода струи теплого воздуха 40 м/с, потребляемой мощностью 45 МВт (без учета системы «Конденсор») является умеренной – на уровне 500 млн €.

Для примера в табл. 1 представлен расчет технико-экономических параметров системы «Конденсор» для конденсации атмосферной влаги Персидского залива на острове Киш (Иран).

Таблица 1

Расчет стоимости пресной воды системы «Конденсор»

Table 1

???

| Персидский залив, о. Киш | Данные от эксперта | Данные от эксперта | Кол-во турбокомпрессоров STC-SX | Кол-во винтовентиляторов CB-27 | $Q_{\text{комп.}} = q * N_{\text{комп.}} * Q_{\text{возд.}}$ | $Q_{\text{вент.}} = q * N_{\text{вент.}} * Q_{\text{возд.вент.}}$ | $Q_{\text{общ.}} = Q_{\text{комп.}} + Q_{\text{вент.}}, \text{ с}$ | $Q_{\text{общ.}} = Q_{\text{комп.}} + Q_{\text{вент.}}, \text{ сут.}$ | Сумма энергозатрат (с вычетом 60% от турб.детанд.) + 10% | $n = N_{\text{общ.}} / Q_{\text{общ.}}$ | Из расчета цены: 3руб. за 1квт*ч. |
|----------------------------|--------------------|--------------------|---------------------------------|--------------------------------|--|---|--|---|---|---|-----------------------------------|
| | Твозд., °С | Отн. влажн., % | К-во комп. N _{комп.} | К-во вент. N _{вент.} | Выход 1 Q _{комп.} , кг/с | Выход 2 Q _{вент.} , кг/с | Общ. вых. воды, Q _{общ.} , кг/с | Общ. вых. воды, Q _{общ.} , т/сут. | Общ. затр. N _{общ.} , МВт | Уд. затр. n, кВт*ч/кг | Цена конденсата, руб./л |
| N _{эл.} = 600 МВт | 31,5 | 67 | 45 | 9 | 284,67 | 91,81 | 376,48 | 32528 | 594 | 0,438 | 1,31 |
| N _{эл.} = 66 МВт | 31,5 | 67 | 5 | 1 | 31,63 | 10,20 | 41,83 | 3614 | 66 | 0,438 | 1,31 |

Цена компрессора STC-GV (200-2) концерна AG «Siemens» – от 2 до 3 млн €. Производительность (по воде) системы «Конденсор» – 20–30 тыс. т/сут. Стоимость продукта (воды): 20 тыс. т/сут. × × 3€/т = 60 тыс. €/сут. Годовой доход от системы «Конденсор» – около 22 млн €/год. Стоимость одной конденсатной системы (для производительности 3600 т/сут.) – 15–20 млн €. Стоимость одной конденсатной системы (для варианта 32 тыс. т/сут.) – 140–145 млн €.

На рис. 7 представлен пример комплексного видения промышленной дизайн-концепции принципиально новой и полифункциональной АЭС «Эль-Дабаа» (Египет) с инновационными продуктами-опциями «Water & Supply» («Конденсор», патент № RU 2504417 C1 от 19.09.2012), «Climat & Control» («Кулер», патент № 2734834 C1 от 30.12.2019) и «Water & Recovery» («Рекуператор», международная патентная заявка WO 2019/132703 A1 от 04.07.2019).

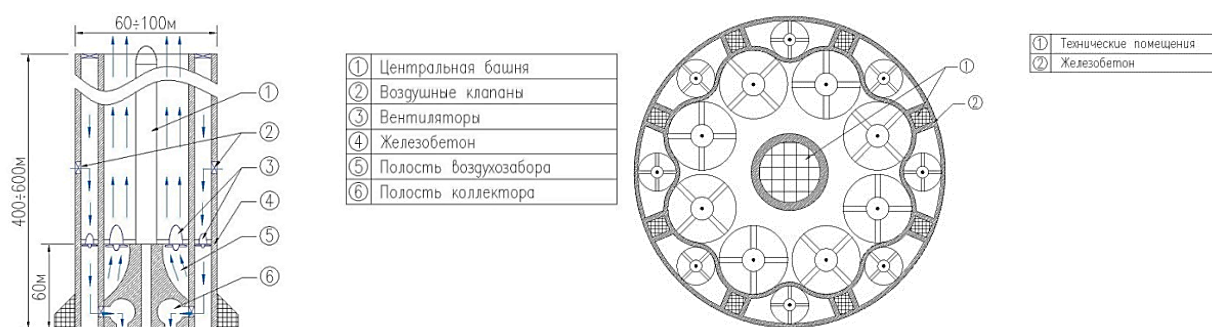


Рис. 6. Схема конструкции инжектора «Кулера» с учетом опций регулирования климата и водообеспечения
Fig. 6. “Cooler” injector design diagram taking into account climate control and water supply options

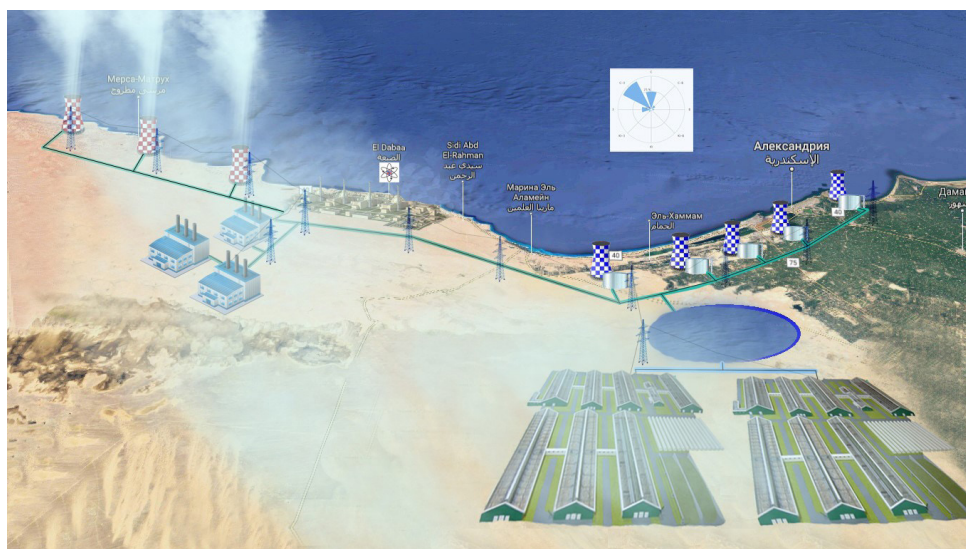


Рис. 7. Пример промышленной дизайн-концепции полифункциональной АЭС «Эль-Дабиа» (Египет) с инновационными продуктами-опциями систем «Конденсор» (сбор пресной воды), «Кулер» (регулирование климата) и «Рекуператор» (собственное производство пресной воды для технических целей)

Fig. 7. Example of an industrial design concept for the multifunctional El Dabaa NPP (Egypt) with innovative product options for the systems “Condenser” (fresh water collection), “Cooler” (climate control) and “Recuperator” (own production of fresh water for technical purposes)

Эта дизайн-концепция аэроконденсатных и экологически чистых технологий является также первым примером промышленного дизайна в России применительно к АЭС, которая производит весьма ограниченное число продуктов: тепло и электроэнергию. Не трудно видеть, что на данном этапе новые продукты — опции для решения проблем воды и климата, а в перспективе их строительство в качестве проектных объектов, соответствующих более широкой линейке потребностей и комфорту пользователей, позволит обеспечить одновременно более высокий уровень реализации коммерческих целей и конкурентоспособности российской тепловой и ядерной энерготехники.

Преимущества системы «Конденсор» для производства пресной воды из атмосферной влаги морей

В настоящее время наиболее распространенным методом опреснения морской воды стал обратный осмос [13–16]. По данным Международной ассоциации по опреснению воды, в 150 странах

имеется 20516 опреснительных установок, которые обеспечивают 300 млн человек (в среднем одна установка — на 15 тыс. человек).

Самыми большими проблемами, препятствующими распространению опреснения морской воды, являются экологические и медицинские, которые в сумме создают и финансовые проблемы.

При опреснении морской воды образуется большое количество солевых отходов, которые некуда использовать. В морской воде примерно 35 г солей на литр и на 1 т опресненной воды выходит около 35 кг солей, в основном NaCl. При переходе к сотням миллионов и единицам миллиардов кубических метров пресной воды получается фантастическое количество отходов, которое невозможно утилизировать. Основной путь утилизации — это сброс токсичных сверхконцентрированных рассолов в море или океан. В местах регулярного стационарного сброса концентрированных смесей рассолов и химикатов даже на значительном расстоянии от завода опреснения убивается почти вся морская жизнь. Прибрежные воды в этой зоне становятся токсичными. Это в конечном итоге нарушает экобаланс окружающей среды, что вызывает протесты экологов и местного населения. Инвестиции в опреснение морской воды обратным осмосом имеют риски неожиданных потерь.

Важным также является то, что употребление опресненной воды для питья опасно для здоровья, поскольку в ее составе также содержится тяжелая дейтериевая и тритиевая вода D_2O и T_2O , изотопы кислорода соответственно. Санитарные нормы и правила не включают требования к изотопному составу воды. В морской воде доля тяжелой воды выше, чем в пресноводных водоемах рек, озер, подземных источников, питаемых из атмосферных осадков. По дейтерию разница в материковой и морской воде составляет 11,1–13,3%. Казалось бы, немного, но есть результаты исследований влияния изотопного состава на здоровье населения и возникновение проблем передачи наследственной информации. Также можно отметить, что минерализация опресненной для питья воды не позволила решить проблему изотопного состава.

В связи с этим, несмотря на исследования и множество разработок по мембранам (графен) и новым технологиям обессоливания морской воды, опреснение не имеет перспектив водообеспечения людей питьевой водой, не позволяет решить их экологические, медицинские и другие проблемы. Перспективы опреснения морской воды фильтрованием можно рассматривать в части производства пресной воды для технических целей с целью экономии пресноводных ресурсов природной питьевой воды.

Система «Конденсор» позволяет ограничить стоимость производства природной питьевой воды из воздуха акватории моря в объеме 13 € за 1 м³, что является весьма конкурентным показателем, например на Аравийском полуострове. Так, по данным компании Саудовской Аравии «HANA Water», стоимость одного кубометра чистой питьевой воды из подземных источников составляет 540 €, что более чем в 40 раз дороже чистой питьевой воды атмосферного происхождения. В Объединенных Арабских Эмиратах цена природной питьевой воды еще выше — до 900 €, что дороже пресной воды от системы «Конденсор», полученной из конденсата атмосферной влаги морей, почти в 70 раз.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Данилов-Данильян В.И. Глобальная проблема дефицита пресной воды // Век глобализации. 2008. № 1. С. 45–56.
- [2] Колодин М.В. Вода и пустыни. М.: Мысль, 1981. 74 с.
- [3] Шимко Д.А., Бондарчик О.Б. Проблема дефицита пресной воды в мире // Alfabuilid. 2017. Т. 1, № 1. С. 7–15.
- [4] Горынин В.И., Рогожкин В.В., Михайлов В.Е. и др. Природная пресная вода для Саудовской Аравии // Глобальная энергия. 2023. Т. 29, № 1. С. 118–128. DOI: 10.18721/JEST.29106

- [5] Норе R. Four billion people lack safe water // Science. 2024. Vol. 385. P. 708–709. DOI: 10.1126/science.adr3271
- [6] Горынин В.И., Рогожкин В.В., Кондратьев С.Ю., Мишин Е.Б., Коленов Е.В., Шеволдин А.В. Кулер для регулирования климата – решение проблемы пустыни // Материаловедение. Энергетика. 2021. Т. 27, № 2. С. 23–37. DOI: 10.18721/JEST.27202
- [7] Рогожкин В.В., Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Мишин Е.Б., Коленов Е.В., Шеволдин А.В. Кулер против перегрева Европы // Материаловедение. Энергетика. 2021. Т. 27, № 3. С. 120–133. DOI: 10.18721/JEST.27311
- [8] Рыбакова Ж.В. Облака и их трансформация. Томск: ИД ТГУ, 2020. 234 с.
- [9] Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Рогожкин В.В., Мишин Е.Б., Коленов Е.В. Конденсация атмосферной влаги акватории моря для поточного производства природной пресной воды // Материаловедение. Энергетика. 2020. Т. 26, № 4. С. 23–35. DOI: 10.18721/JEST.26402
- [10] Горынин В.И., Рогожин В.В., Кондратьев С.Ю., Мишин Е.Б., Коленов Е.В. Технология и средства конденсации атмосферной влаги морей для производства пресной воды // Вестник машиностроения. 2019. № 7. С. 84–88.
- [11] Горынин В.И., Рогожкин В.В., Ланин А.А., Туркбоев А. Особенности проектирования и выбора материалов при изготовлении блоков конденсера для производства природной пресной воды // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2018. Т. 24, № 2. С. 140–148. DOI: 10.18721/JEST.240212
- [12] Рогожкин В.В., Горынин В.И., Мишин Е.Б. и др. COOLERS – новое средство для обводнения пустыни / В сб. материалов Всероссийской конференции изобретателей «Изобретатели России в импортозамещении». СПб: Изд. Политехнического университета, 2018. С. 127–136.
- [13] Алексеев В.В., Чекарев К.В. Получение пресной воды из влажного воздуха // Аридные экосистемы. 1996. Т. 2, № 2–3. С. 111–122.
- [14] Ищенко И.Н., Титлов А.С. Разработка систем получения воды из атмосферного воздуха на базе теплоиспользующих абсорбционных холодильных машин // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. Технические науки. 2011. № 4. С. 76–77.
- [15] Семенов И.Е. Автономная установка для конденсации пресной воды из атмосферного воздуха // Водоснабжение и санитарная техника. 2008. № 5. С. 65–68.
- [16] Tchizhik A.A., Tchizhik T.A., Alexeichuk G.P. Properties and use of 10% Cr-Steel for tubes of modern boilers and steam generators // Proceedings of the International Conference on Plant Condition Life Management. 1995. P. 135–142.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ГОРЫНИН Владимир Игоревич – главный научный сотрудник, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», д-р техн. наук.
E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

РОГОЖКИН Владимир Владимирович – главный специалист, АО «Атомпроект», канд. физ.-мат. наук.
E-mail: vvrogozhkin@atomproekt.com

МИХАЙЛОВ Владимир Евгеньевич – генеральный директор, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», д-р техн. наук.
E-mail: mikhvi@ckti.ru

СУХОРУКОВ Юрий Германович — заместитель генерального директора, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», канд. техн. наук.
E-mail: ygsukhorukov@gmail.com

ЛАНИН Александр Алексеевич — заведующий отделом, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», д-р техн. наук.
E-mail: svarka@ckti.ru

ХОМЕНОК Леонид Арсеньевич — начальник отдела, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», д-р техн. наук.
E-mail: deptresursmikhvi@ckti.ru

ЕСИН Сергей Борисович — заведующий лабораторией, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», канд. техн. наук.
E-mail: esinsb@gmail.com

КОЛЕНОВ Евгений Викторович — ведущий инженер, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», без степени.
E-mail: evkol50@gmail.com

ШЕВОЛДИН Алексей Вячеславович — ведущий инженер, Санкт-Петербургский филиал Московского проектного института АО «Атомэнергoproject», без степени.
E-mail: avshev@gmail.com

REFERENCES

- [1] **V.I. Danilov-Danil'ian**, Global'naia problema defitsita presnoi vody [The global problem of fresh water shortage], Vek globalizatsii [The Age of Globalization], 1 (2008) 45–56.
- [2] **M.V. Kolodin**, Voda i pustyni [Water and deserts], Moscow: Mysl', 1981. 74 p.
- [3] **D.A. Shimko, O.B. Bondarchik**, The problem of fresh water deficiency in the world, Alfabuild, 1 (1) (2017) 7–15.
- [4] **V.I. Gorynin, V.V. Rogozhkin, V.I. Mikhailov, etc.**, Natural fresh water for Saudi Arabia, Global Energy, 29 (1) (2023) 118–128. DOI: 10.18721/JEST.29106
- [5] **R. Hope**, Four billion people lack safe water, Science, 385 (2024) 708–709. DOI: 10.1126/science.adr3271
- [6] **V.I. Gorynin, V.V. Rogozhkin, S.Yu. Kondratyev, E.B. Mishin, E.V. Kolenov, A.V. Shevoldin**, Climate control cooler: the solution to the desert problem, Materials Science. Power Engineering, 27 (02) (2021) 23–37. DOI: 10.18721/JEST.27202
- [7] **V.V. Rogozhkin, V.I. Gorynin, S.Yu. Kondatyev, E.B. Mishin, E.V. Kolenov, A.V. Shevoldin**, Cooler against overheating of Europe, Materials Science. Power Engineering, 27 (3) (2021) 120–133. DOI: 10.18721/JEST.27311
- [8] **Zh.V. Rybakova**, Oblaka i ikh transformatsiia [Clouds and their transformation], Tomsk: ID TGU, 2020. 234 p.
- [9] **V.I. Gorynin, S.Yu. Kondratyev, V.V. Rogozhkin, E.B. Mishin, E.V. Kolenov**, Condensation of atmospheric moisture in the sea area for in-line production of natural fresh water, Materials Science. Power Engineering, 26 (04) (2020) 23–35. DOI: 10.18721/JEST.26402

- [10] **V.I. Gorynin, V.V. Rogozhin, S.Yu.Kondrat'ev, E.B. Mishin, E.V. Kolenov**, Technology and means of condensation of atmospheric moisture of the seas for the production of fresh water, *Vestnik mashinostroyeniya* [Bulletin of Mechanical Engineering], 7 (2019) 84–88.
- [11] **V.I. Gorynin, V.V. Rogozhkin, A.A. Lanin, A. Turkboev**, Design features of condenser blocks for production of natural fresh water, *St. Petersburg Polytechnic University Journal Of Engineering Science And Technology*, 24 (2) (2018) 140–148. DOI: 10.18721/JEST.240212
- [12] **V.V. Rogozhkin, V.I. Gorynin, E.B. Mishin et al.**, COOLERS – novoye sredstvo dlya obvodneniya pustyni [COOLERS is the new means for irrigating the desert], In: *Proceedings of the All-Russian Conference of Inventors "Inventors of Russia in Import Substitution"*, St. Petersburg: Izd. Politehnicheskogo universiteta, (2018) 127–136.
- [13] **V.V. Alekseev, K.V. Chekarev**, Obtaining of fresh water out of humid air, *Arid Ecosystems*, 2–3 (1996) 111–122.
- [14] **I.N. Ishchenko, A.S. Titlov**, Razrabotka sistem polucheniia vody iz atmosfernogo vozdukha na baze teploispol'zuiushchikh absorbtionnykh kholodil'nykh mashin [Development of systems for obtaining water from atmospheric air based on heat-using absorption refrigeration machines], *Aktual'nye problemy aviatsii i kosmonavтики. Tekhnicheskies nauki* [Current issues of aviation and astronautics. Technical sciences], 4 (2011) 76–77.
- [15] **I.E. Semenov**, Avtonomnaia ustanovka dlia kondensatsii presnoi vody iz atmosfernogo vozdukha [Autonomous unit for condensation of fresh water from atmospheric air], *Water Supply and Sanitary Technique*, 5 (2008) 65–68.
- [16] **A.A. Tchizhik, T.A. Tchizhik, G.P. Alexeichuk**, Properties and use of 10% Cr-Steel for tubes of modern boilers and steam generators, *Proceedings of the International Conference on Plant Condition Life Management*, (1995) 135–142.

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Vladimir I. GORYNIN – JSC “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”.

E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

Vladimir V. ROGOZHNIK – JSC “Atomproekt”.

E-mail: vvrogozhkin@atomproekt.com

Vladimir E. MIKHAILOV – JSC “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”.

E-mail: mikhvi@ckti.ru

Yuriy G. SUKHORUKOV – JSC “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”.

E-mail: ygsukhorukov@gmail.com

Aleksandr A. LANIN – JSC “I.I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”.

E-mail: svarka@ckti.ru

Leonid A. HOMENOK – JSC “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”.

E-mail: deptresurmikhvi@ckti.ru

Sergey B. ESIN – JSC “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”.

E-mail: esinsb@gmail.com

Evgeniy V. KOLENOV – *JSC “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment”*.

E-mail: evkol50@gmail.com

Aleksey V. SHEVOLDIN – *JSC “Atomenergoproekt”, St. Petersburg Branch.*

E-mail: avshev@gmail.com

Поступила: 07.12.2024; Одобрена: 25.12.2024; Принята: 28.12.2024.

Submitted: 07.12.2024; Approved: 25.12.2024; Accepted: 28.12.2024.

Научная статья

УДК 621.762

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30403>



А.В. Репнин ✉, Е.В. Борисов, А.А. Попович

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

✉ repnin_arseniy@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ МУЛЬТИМАТЕРИАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ С ТРЕХМЕРНЫМ ИЗМЕНЕНИЕМ СОСТАВА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Аннотация. Целью данной работы была разработка технологии изготовления мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В методом селективного лазерного плавления с изменением химического состава в трех направлениях. Проводились исследования микроструктуры с помощью оптического микроскопа, для анализа химического состава использовали сканирующий электронный микроскоп, фазовый состав оценивался на рентгеновском дифрактометре. Также проводились механические испытания на универсальных испытательных машинах. Было получено, что микроструктура зоны сплава БрХЦрТ В представляет собой столбчатые зерна с эпитаксиальным ростом по направлению изготовления образца. Между двумя сплавами имеется переходная зона, в которой происходит смешение сплавов. Она имеет усредненный химический состав, в ней не образуется новых фаз и наблюдаются пики, соответствующие фазам для обоих сплавов. Существование переходной зоны продолжается вплоть до нанесения и сплавления шестого слоя сплава БрХЦрТ В на сплав ВЖ159 (примерно 300 мкм). Мультиматериальный образец в испытаниях на растяжение показал большие чем в два раза значения (430 МПа против 203 МПа), но не превзошел показатели для ВЖ159 (1202 МПа). Относительное удлинение при растяжении и сжатии мультиматериального образца было меньше, чем у ВЖ159, БрХЦрТ В и Inconel 718. Анализ мультиматериальных образцов с изменением химического состава в трех направлениях показал, что наличие зоны смешения сплавов в одном слое печати величиной 350–400 мкм будет достаточно для устранения дефектов. Материалы статьи были представлены на Международной научно-практической конференции «Перспективные машиностроительные технологии (Advanced Engineering Technologies) АЕТ 2024», проходившей в Санкт-Петербурге 13–17 мая 2024 года.

Ключевые слова: Селективное лазерное плавление, мультиматериалы, механические свойства, ВЖ159/БрХЦрТ В.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Для цитирования:

Репнин А.В., Борисов Е.В., Попович А.А. Исследование мультиматериальных образцов с трехмерным изменением состава, полученных методом селективного лазерного плавления // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 37–52. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30403>



A.V. Repnin ✉, *E.V. Borisov*, *A.A. Popovich*

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

✉ repnin_arseniy@mail.ru

INVESTIGATION OF MULTI-MATERIAL SAMPLES WITH THREE-DIMENSIONAL COMPOSITION CHANGE OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD

Abstract. The aim of this work was to develop a technology for the manufacturing multi-material VZh159/CuCr1Zr samples using selective laser melting with a change in chemical composition in three directions. The microstructure was investigated using an optical microscope, a scanning electron microscope was used to analyze the chemical composition, and the phase composition was estimated using X-ray diffractometer. Mechanical tests were carried out on universal testing machines. It was found that the microstructure of the CuCr1Zr alloy zone was columnar grains with epitaxial growth along the direction of sample fabrication. There is a interfacial zone between the two alloys, in which the alloys are mixed. It has an average chemical composition, no new phases are formed in it, and peaks corresponding to the phases for both alloys are observed. The interfacial zone continues to exist until the sixth layer of CuCr1Zr alloy is deposited and melted onto VZh159 alloy (approximately 300 μm). The multi-material samples showed mechanical properties more than 2 times higher values in tensile tests (430 MPa vs 203 MPa), but did not exceed the values for VZh159 (1202 MPa). The relative elongation in tension and compression of the multi-material sample was less than that of VZh159, CuCr1Zr and Inconel 718. The analysis of multi-material samples with a change in chemical composition in three directions showed that the presence of an alloy mixing zone in one printing layer of 350–400 μm will be sufficient to eliminate defects. The materials of the article were presented at the International Scientific and Practical Conference “Advanced Engineering Technologies (AET 2024)” held in St. Petersburg on May 13–17, 2024.

Keywords: selective laser melting, multi-materials, mechanical properties, VZh159/CuCr1Zr.

Acknowledgements: The study was supported by a grant from the Russian Science Foundation № 23-79-30004.

Citation:

Repnin A.V., Borisov E.V., Popovich A.A., Investigation of multi-material samples with three-dimensional composition change obtained by selective laser melting method, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 37–52, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30403>

Введение. Внедрение новых производственных технологий, в частности аддитивного производства (АП), считается одной из составляющих новой промышленной революции [1]. В отличие от субтрактивного производства, такого как обычная механическая обработка, литье и ковка, АП создает трехмерную структуру путем непрерывного добавления материала слой за слоем (печати). Конструирование деталей производится при помощи систем автоматизированного моделирования и проектирования деталей [2]. В АП для изготовления изделий используются различные современные материалы (полимеры, металлы, керамика, композиты и т.д.). Данные материалы применяются в различных типах АП – струйное нанесение связующего (binder jetting, BJ), прямой подвод энергии и материала (directed energy deposition, DED), экструзия материала (material extrusion, ME), листовая ламинация (sheet lamination, SL), струйное нанесение материала (material jetting MJ), фотополимеризация в ванне (vat photopolymerization, VP) и синтез на подложке (powder bed fusion, PBF) [3].

Синтез на подложке в зависимости от используемого источника излучения разделяется на два основанных вида — селективное лазерное плавление (СЛП) и электронно-лучевое плавление (electron beam melting, EBM). СЛП — это производственный метод получения (печати) заготовок и деталей путем послойного сплавления частиц металлического порошка по заданной электронной модели, которые располагаются на рабочей платформе внутри камеры установки (принтера) [4]. Чистота поверхности и механические свойства напечатанной детали сильно зависят от параметров процесса [4].

Мультиматериальное АП — это новый подход к производству, который набирает популярность в связи с развитием оборудования и расширением возможностей АП [5]. В данном подходе различные материалы с их свойствами объединяются в едином технологическом процессе для создания объектов, состоящих из нескольких материалов [6]. Разработка изделий с неоднородным составом материалов и высокой степенью адаптации к конструктивным, экологическим и дизайнерским критериям может быть использована для реализации различных потенциальных применений [7]. Поскольку АП обеспечивает неограниченную свободу проектирования и послойного нанесения материала, оно считается наиболее подходящим для решения задач, связанных с мультиматериалами [8, 9].

При печати мультиматериальных изделий из металлов методом СЛП возникают определенные ограничения, так как в большинстве оборудования используется одно устройство для подачи порошка [10]. Таким образом, новая конструкция устройства подачи порошка с несколькими источниками материалов может устранить это ограничение [9]. Например, исследователями из Национального университета Сингапура была осуществлена мультиматериальная печать с использованием стали 316L и медного сплава C52400 методом СЛП. В статье были представлены морфология, микроструктура, распределение элементов, фазовый состав и микротвердость многослойных поверхностей раздела между 316L и C52400. На обеих границах раздела видны изолированные островки из сплава различной формы и морфологии. Небольшие области сплавов 316L и C52400 размером 1–5 мкм образуются в ванне расплава в результате поверхностного натяжения, конвекции Марангони и быстрого охлаждения. Далее из-за перенасыщения материала и конвекции образуется множество более мелких частиц размером менее 1 мкм. Взаимная диффузия элементов и очень мелкие зерна размером менее 6 мкм обеспечивают отличные металлургические характеристики в переходной зоне [11]. Также было проведено исследование, посвященное изучению микроструктуры и механических свойств в переходной зоне мультиматериальных образцов из аустенитной нержавеющей стали 316L и никелевого сплава Inconel 718. В данной мультиматериальной системе часто возникают такие проблемы, как деформация, пористость и образование интерметаллидов. Для решения этих проблем после процесса изготовления мультиматериальных образцов методом СЛП применялось кручение под высоким давлением (высокочастотная термическая обработка). Целью этого процесса было создание ультрадисперсных и наноразмерных зерен в микроструктуре и уменьшение дефектов. Результаты показали снижение пористости, улучшение соединения двух сплавов и повышение плотности материала благодаря высокочастотной термической обработке [12].

Мультиматериальная печать может быть выполнена несколькими способами. Первый — более простой: один материал печатается поверх другого, то есть изменение химического состава происходит только в одном направлении [13]. Второй способ сложнее: материалы печатаются с изменением химического состава по трем направлениям — таких исследований в литературе не так много, что обуславливает необходимость проведения дополнительных исследований. Можно отметить несколько исследований, где мультиматериальная печать была выполнена первым способом. В исследовании [14] группой ученых была использована концепция проектирования и изготовления изделия из нескольких материалов путем объединения различных медицинских сплавов в одну конструкцию многофункционального тазобедренного имплантата. Количество

операций по замене тазобедренного сустава значительно увеличивается из-за потери фиксации между имплантатом и костью, что приводит к поломке имплантата. В своей работе авторы пытались решить основные проблемы поломки: несоответствие жесткости тазобедренного имплантата из сплава Ti6Al4V и костной ткани, неравномерное контактное давление между имплантатом и костью и низкая износостойкость Ti6Al4V. Решение данных проблем стало возможно за счет использования мультиматериального строения тазобедренного имплантата из сплавов Ti6Al4V и NiTi.

Также стоит отметить исследование [15]. В этой работе была предпринята попытка разработать функциональные и конструкционные мультиматериалы из сплавов 316L и CuSn10 (нержавеющая сталь и оловянная бронза). В переходной зоне наблюдалось отсутствие дефектов (пор и трещин). Образцы показали высокие значения механических свойств — максимальное напряжение сдвига составило 210 МПа, что было выше, чем у сплавов сталь/медь, изготовленных другими способами.

Также стоит отметить исследование, связанное с мультиматериальной печатью вторым способом, то есть с изменением химического состава в трех направлениях [16]. В своем исследовании авторы использовали установку, в которой есть два устройства для подачи порошка и функция вакуумной очистки, что позволило печатать двумя разными порошками (Ti6Al4V и CoCrMo) на каждом слое. Применение нескольких материалов поможет использовать конструкцию вертлужной впадины тазобедренного сустава из новых материалов. Используя СЛП с изменением химического состава в трех направлениях, можно изготовить за одну печать вертлужную впадину, способную сочетать износостойкость сплава CoCrMo и экологичность сплава Ti6Al4V для костей.

Было проведено не так много работ по исследованию мультиматериалов системы жаропрочные никелевые сплавы/жаропрочная бронза, полученных методом СЛП. Стоит отметить исследование [17], в котором были получены мультиматериальные образцы из никелевого сплава Inconel 718 (In718) и меди (Cu). Такие изделия сочетают в себе высокую прочность In718 и высокую теплопроводность Cu в одной детали, что может быть применено в ракетных двигателях. В образцах In718/Cu было получено прочное соединение металла и сплава с узкой переходной зоной между двумя материалами. Кроме того, не было обнаружено крупных пор, трещин или других дефектов как на отдельных участках, так и в переходной зоне. Основной целью этого исследования было обоснование производства изделий из нескольких материалов методом СЛП. Также следует обратить внимание на работу [18], в которой группа ученых рассмотрела влияние параметров мультиматериальной печати образцов из никелевого сплава Inconel 718 (In718) и CuCrZr. Были изучены микроструктура, распределение элементов, микротвердость, свойства при растяжении и теплопроводность In718/CuCrZr.

Исходя из перспективности изготовления мультиматериалов из жаропрочных никелевых сплавов и жаропрочных бронз, изделия из которых могут найти широкое применение в авиакосмической отрасли, а также малого количества исследований в области СЛП с изменением химического состава в трех направлениях, была сформулирована цель данной работы: разработка технологии изготовления мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В с изменением химического состава в трех направлениях, исследование состава и микроструктуры переходной зоны, а также свойств изготавливаемых образцов.

Материалы и методы

Для изготовления исходного сырья — металлических порошков сплава ВЖ159 и БрХЦрТ В — применялся метод газовой атомизации. Производитель сплава ВЖ159 — ООО «Сфера М» (Россия, Свердловская область), производитель сплава БрХЦрТ В — ООО «НОРМИН» (Россия, г. Боровичи). Для обеспечения технологичности металлические порошки, которые используются при изготовлении изделий методом СЛП, должны иметь сферическую форму, что и было достигнуто

в выбранных материалах. Они должны обладать определенным гранулометрическим составом, например, 10–63 мкм или 10–45 мкм. Для выбранных материалов размер частиц находился в диапазоне 10–63 мкм. Кроме того, важными технологическими показателями являются текучесть и насыпная плотность порошка. Говоря о получении мультиматериалов методом СЛП, необходимо отметить, что данные параметры должны иметь схожие значения. В нашем случае они составили 23 и 25 с для текучести ВЖ159 и БрХЦрТ В, а также 3,35 и 3,65 г/см³ для насыпной плотности ВЖ159 и БрХЦрТ В.

Мультиматериальные образцы ВЖ159/БрХЦрТ В с изменением химического состава по направлению выращивания изготавливались на установке СЛП SLM 280HL (SLM Solutions, Германия), а мультиматериальные образцы с трехмерным изменением химического состава — на установке СЛП 3DLam Mini (3DLam, Россия). Заводская модель 3D-принтера была модифицирована для создания мультиматериальных образцов (рис. 1). Была изменена система подачи порошка — добавлены дополнительный бункер для второго материала и устройство его дозирования. Кроме того, мультиматериальный модуль имеет модифицированную систему распределения второго материала. Параметры изготовления представлены ниже.

Сплав ВЖ159:

- мощность лазера 275 Вт;
- скорость сканирования 760 мм/с;
- расстояние между проходами лазера 100 мкм;
- толщина слоя 50 мкм.

Сплав БрХЦрТ В:

- мощность лазера 400 Вт;
- скорость сканирования 300 мм/с;
- расстояние между проходами лазера 150 мкм;
- толщина слоя 50 мкм.

Для проведения исследований переходных зон мультиматериалов с использованием метода СЛП были получены образцы, которые в сечении имели размеры 10 × 10 мм с высотой 20 мм (рис. 2а). Размеры мультиматериальных образцов представлены в табл. 1 (рис. 2б).

Таблица 1

Размеры мультиматериальных образцов

Table 1

Dimensions of multi-material samples

| Размер | Значение, мм | | |
|---------------------|--|---|--|
| | Мультиматериальные образцы для испытаний на растяжение | Мультиматериальные образцы для испытаний на сжатие | Образцы для испытаний на сжатие из сплава БрХЦрТ В |
| Ширина рабочей зоны | 5 | 4,5 | 3 |
| Длина рабочей зоны | 20 | 7 | 8,3 (высота) |
| Толщина | 2 (по 1 мм сплавов ВЖ159 и БрХЦрТ В по всей длине образца) | 6 (по 3 мм сплавов ВЖ159/БрХЦрТ В по всей высоте образца) | 3 |
| Ширина захватов | 8,2 | — | — |
| Длина захватов | 15 | — | — |

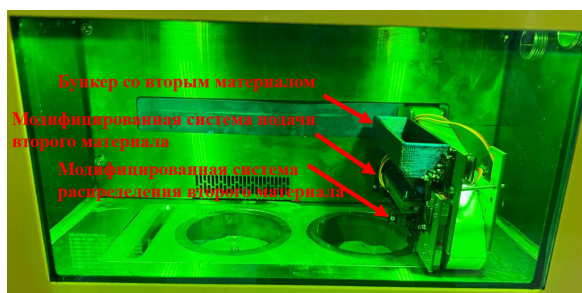


Рис. 1. Модуль для мультиматериальной печати методом СЛП на установке 3DLam Mini
Fig. 1. Module for multi-material printing by SLM method on 3DLam Mini machine

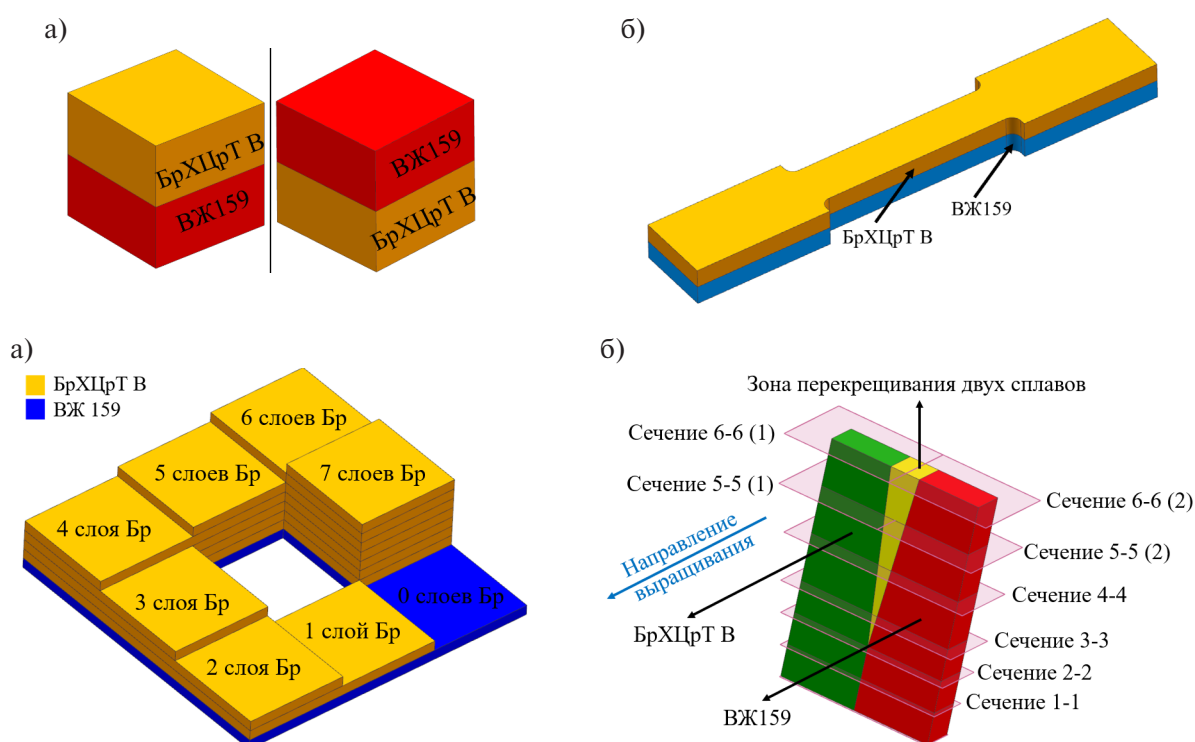


Рис. 2. Мультиматериальные образцы для проведения: а) исследований пористости микроструктуры, химического и фазового составов переходной зоны; б) испытаний на растяжение и сжатие; в) исследований толщины переходной зоны; г) исследований трехмерного мультиматериального строения
Fig. 2. Schematic representation of multi-material samples: а) for studies of microstructure, porosity, chemical and phase compositions of the interfacial zone; б) for tensile and compression tests; в) for studies of the interfacial zone thickness; г) for studies of three-dimensional multi-material structure

Для исследования толщины переходной зоны был изготовлен специальный мультиматериальный образец, который имел ступенчатый вид, определяемый количеством слоев сплава БрХЦрТ В, выращенного на сплаве ВЖ159 (рис. 2в). Для каждого участка образца строились дифрактограммы с помощью рентгеновского дифрактометра. Образец для исследования трехмерного мультиматериального строения представлен на рис. 2г.

Печь с возможностью проведения термической обработки (ТО) в вакууме Carbolite Gero (Carbolite Gero GmbH & Co. KG, Германия) использовалась для проведения обработки в вакууме (10^{-3} – 10^{-4} мбар) по режиму, представленному в табл. 2.

Таблица 2

Режимы термической обработки мультиматериальных образцов ВЖ159/БрХЦрТ В

Table 2

Heat treatment parameters for VZh159/CuCr1Zr multi-material samples

| Этап ТО | Значение |
|------------|-----------------|
| Нагрев | 800°C |
| Выдержка | 8 ч |
| Охлаждение | В печи до 700°C |
| Выдержка | 10 ч |
| Охлаждение | На воздухе |

Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Leica DMI8 M (Leica Microsystems, Германия). Для исследования химического состава использовали сканирующий электронный микроскоп Mira 3 (TESCAN, Чехия) с модулем энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Фазовый состав анализировался на рентгеновском дифрактометре Rigaku SmartLab (Rigaku Corporation, Япония). Для проведения механических испытаний использовались универсальные одноосные испытательные машины напольного исполнения Zwick/Roell (Zwick Roell Group, Германия). Испытания на растяжение проводились на установке Zwick/Roell – Z050 при скорости растяжения 0,3 мм/мин.

Результаты и обсуждение

На рис. 3 показана микроструктура ВЖ159/БрХЦрТ В и переходной зоны между ними. Микроструктура зоны сплава БрХЦрТ В представляет собой столбчатые зерна с эпитаксиальным ростом по направлению изготовления образца, в ней отсутствуют линии границ ванн расплава. В классическом процессе подготовки шлифов к исследованию микроструктуры используются травители с определенным составом для каждого сплава. Однако для мультиматериальных образцов осуществить правильное травление достаточно сложно, так как в одном шлифе находятся два разных сплава. Кроме того, в переходной зоне имеется незадаанный химический состав, который может непредсказуемо прореагировать на тот или иной травитель. В связи с этим в рассматриваемом образце в зоне сплава ВЖ159 не удалось протравить микроструктуру, а переходная зона представляет собой перетравленный участок, где не различима микроструктура. Стоит отметить отсутствие видимых дефектов – пор, трещин и т. д. – как в отдельных материалах, так и в переходной зоне.

Анализируя распределение элементов в переходной зоне мультиматериального образца из сплавов ВЖ159/БрХЦрТ В стоит отметить наличие области со стороны БрХЦрТ В, в которой помимо Cu присутствует Ni (рис. 4а). Такая же ситуация наблюдается со стороны ВЖ159, где существует область, в которой имеется как Ni, так и Cu (рис. 4б). Данные области можно называть переходными, они и были видны при анализе микроструктуры. Можно предположить, что в данных областях будут формироваться усредненные химический состав и свойства. Стоит отметить, что наличие переходной зоны, с одной стороны, можно отнести к положительному явлению, так как отсутствие резкой границы раздела снижает количество возможных концентраторов напряжений. С другой стороны, в переходной зоне могут возникать дефекты, а также новые фазы, которые могут быть нежелательны, так как они способны оказывать влияние на механические свойства. С целью снижения размеров переходной зоны можно предложить использование оптимизированных режимов изготовления, когда, с одной стороны, они будут обеспечивать бездефектную печать, а с другой, снижать степень перемешивания сплавов.

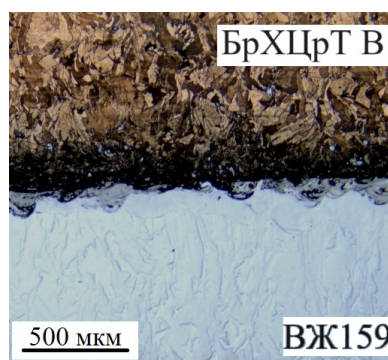


Рис. 3. Микроструктура переходной зоны мультиматериального образца из сплавов ВЖ159/БрХЦрТ В
Fig. 3. Microstructure in the interfacial zone of multi-material VZh159/CuCr1Zr sample

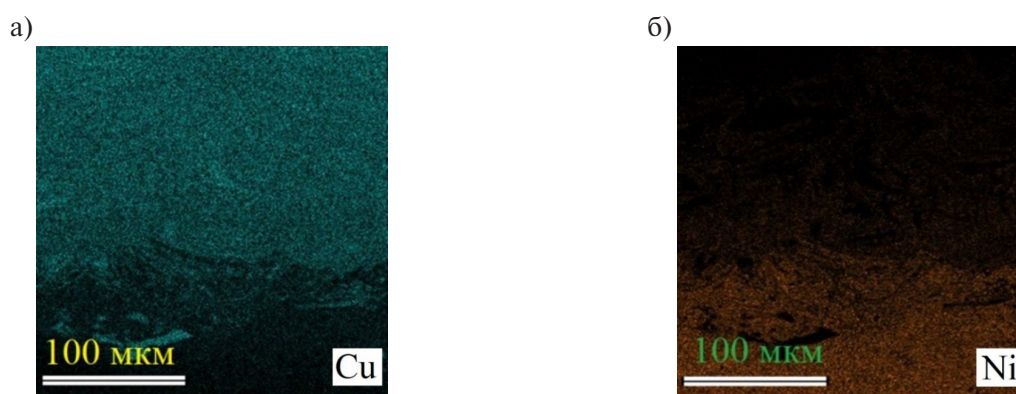


Рис. 4. Элементное картирование в переходной зоне мультиматериального образца ВЖ159/БрХЦрТ В
Fig. 4. Compositional elemental mapping in the interfacial zone of multi-material VZh159/CuCr1Zr sample

Микротвердость ВЖ159/БрХЦрТ В и переходной зоны между ними представлена на рис. 5. Видно, что происходит постепенное изменение микротвердости от ВЖ159 (420 HV) к БрХЦрТ В (70–80 HV). Протяженность изменения микротвердости составляет примерно 0,3 мм. Величина значений микротвердости для зоны сплава ВЖ159 сопоставима с твердостью сплава аналога Inconel 718 (430 HV) [19]. Твердость зоны сплава БрХЦрТ В ниже стандартных значений (100–110 HV [20]), так как мультиматериальный образец подвергался термической обработке по режиму, характерному для ВЖ159, а не для БрХЦрТ В. Это было сделано по причине того, что в предполагаемых будущих изделиях конструкционную прочность будет обеспечивать сплав ВЖ159 и повышение его свойств является первостепенной задачей.

Вышеприведенные исследования, связанные с анализом микроструктуры, оценкой химического состава, определением твердости переходной зоны мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В могут дать ориентировочное понимание ее размеров – примерно 250–300 мкм. Для подтверждения выводов о размере переходной зоны были проведены дополнительные исследования, которые представляли рентгеноструктурный анализ образца, имевшего ступенчатый вид (рис. 2в). Для каждого участка образца строилась фазовая дифрактограмма (рис. 6).

Видно, что смешение сплавов, то есть существование переходной зоны, когда по рентгенограммам присутствуют оба сплава, продолжается вплоть до нанесения и сплавления шестого слоя сплава БрХЦрТ В. На седьмом слое не наблюдается пиков, соответствующих сплаву ВЖ159, то есть после данного слоя идет чистый сплав БрХЦрТ В. С учетом того, что величина одного слоя составляет 50 мкм, можно сказать, что ширина переходной зоны равна 300 мкм.

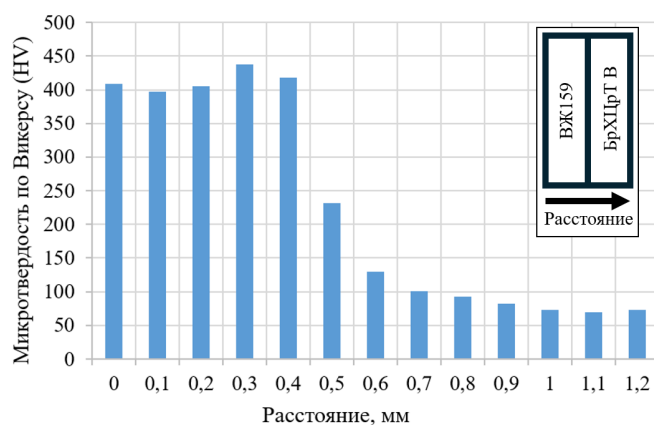


Рис. 5. Результаты анализа изменения твердости в переходной зоне мультиматериального образца ВЖ159/БрХЦрТ В

Fig. 5. Dependence of hardness change in the interfacial zone of multi-material VZh159/CuCr1Zr sample

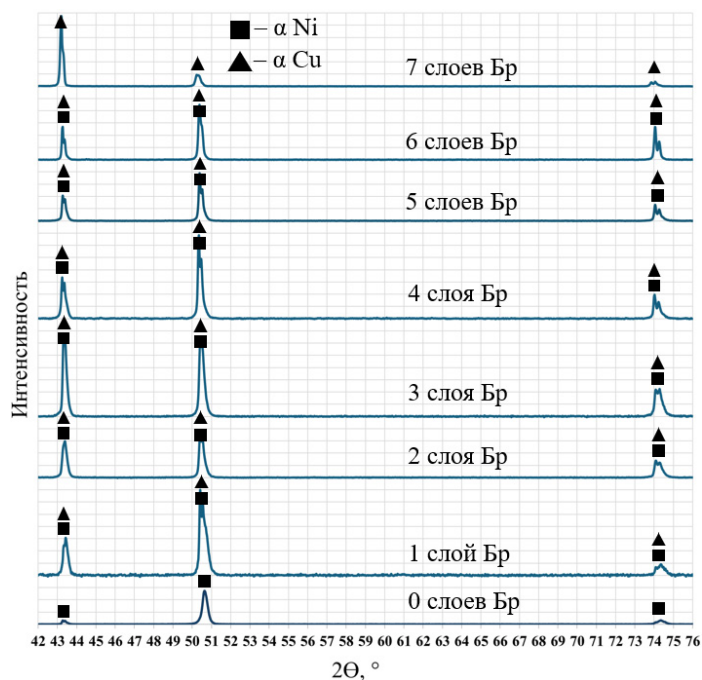


Рис. 6. Исследование ширины переходной зоны мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В с помощью метода рентгеновской дифракции

Fig. 6. Research of the interfacial zone width of multi-material samples VZh159/CuCr1Zr using the X-ray diffraction method

Анализируя фазообразование в системе Cu-Ni, можно отметить, что при взаимодействии двух элементов образуется непрерывный ряд твердых растворов (Cu, Ni). При этом система Cr-Cu характеризуется наличием двух твердых растворов на основе Cu и Cr. В системе Cu-Ni критическая температура существования зоны смешивания фаз составляет 354,5°C. При добавлении Cr фазовое разделение в γ -фазе становится термодинамически более благоприятным, в результате чего зона смешивания фаз расширяется, а критическая температура значительно повышается. Из рис. 7 видно, что в переходной зоне не образуется новых фаз и наблюдаются пики, соответствующие фазам для обоих сплавов.

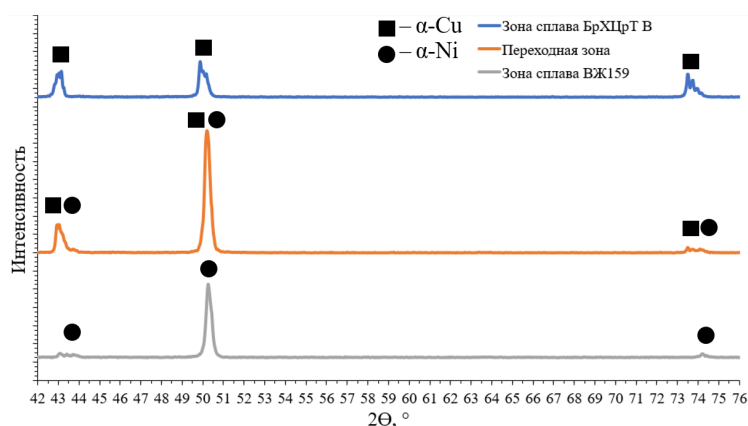


Рис. 7. Фазовый состав мультиматериального образца из сплавов ВЖ159/БрХЦрТ В
Fig. 7. Results of phase composition analysis of the multi-material VZh159/CuCr1Zr sample

Мультиматериальный образец ВЖ159/БрХЦрТ В в испытаниях на растяжение показал увеличение предела прочности относительно БрХЦрТ В более чем в два раза (430 МПа против 203 МПа), но не превзошел значения для ВЖ159 (1202 МПа). Также в испытаниях на сжатие предел прочности системы ВЖ159/БрХЦрТ В оказался меньше, чем у Inconel 718. Относительное удлинение при растяжении и сжатии мультиматериального образца было меньше, чем у ВЖ159, БрХЦрТ В и Inconel 718. Это можно объяснить тем, что объем сплава, который в большей степени влияет на прочностные свойства (ВЖ159), был уменьшен вдвое. В связи с этим размеры дефектов и их количество в этом сплаве оказывали большее влияние на снижение свойств.

Таблица 3

**Результаты проведения механических испытаний
мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В**

Table 3

Results of mechanical tests for multi-material VZh159/CuCr1Zr samples

| Тип испытаний | Тип образцов | Предел прочности, МПа | Относительное удлинение, % |
|---------------|------------------|-----------------------|----------------------------|
| Растяжение | Мульти | 430 | 4,6 |
| Сжатие | | 822 | 42,5 |
| Растяжение | БрХЦрТ В [20] | 203 | 13,5 |
| Сжатие | | — | — |
| Растяжение | ВЖ159 [21] | 1202 | 26 |
| Сжатие | | — | — |
| Растяжение | Inconel 718 [22] | — | — |
| Сжатие | | 1900 | 47 |

Изготовление мультиматериалов методом СЛП с изменением химического состава в трех направлениях представляет особый интерес, так как является более сложной технологической задачей. Используемое оборудование для изготовления образцов, о которых говорилось выше, а именно SLM 280 HL, не обладает достаточными возможностями для изменения химического состава в горизонтальной плоскости. В связи с этим для исследования формирования переходной зоны мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В с изменением химического

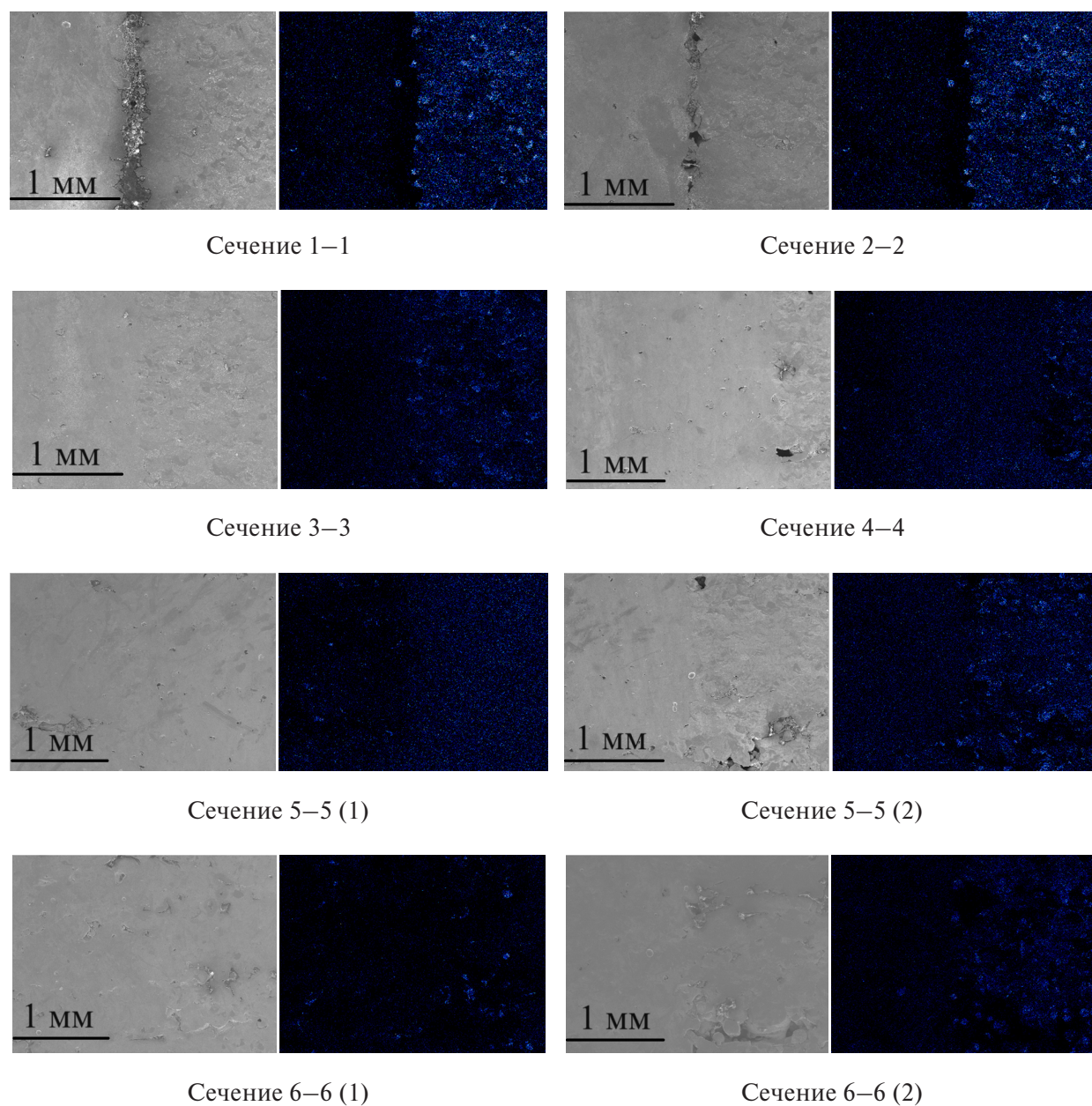


Рис. 8. Исследование мультиматериалов системы ВЖ159/БрХЦрТ В с изменением химического состава (изменение содержания Ni) в трех направлениях

Fig. 8. Research of the multi-material VZh159/CuCr1Zr system with a change in chemical composition (change in Ni) in three dimensions

состава в трех направлениях использовалось установка СЛП 3DLam Mini с модулем мультиматериальной печати.

Главной трудностью при изготовлении мультиматериалов с изменением химического состава в горизонтальной плоскости является неполное сплавление двух сплавов на границе раздела. В связи с этим эффективным способом является формирование области взаимного наложения двух сплавов. Стоит отметить, что ширина данной зоны должна быть правильно подобрана, чтобы, с одной стороны, отсутствовало неполное сплавление, а с другой, не было широкой зоны смешения сплавов, что может оказать негативный эффект на свойства мультиматериалов.

Оценку изменения химического состава в горизонтальной плоскости проводили методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии на сканирующем электронном микроскопе (рис. 8). Видно, что при отсутствии перекрещивания сплавов в мультиматериале возникает образование непроплава (сечение 1–1 и сечение 2–2 на рис. 8).

При наличии зоны перекрещивания сплавов (примерный размер 350–400 мкм) данный дефект уходит (сечение 3–3). Также стоит отметить, что имеется достаточно выраженный переход от одного сплава к другому. При увеличении зоны перекрещивания переход становится менее выраженным, образуется более широкая переходная зона. Таким образом, можно предположить, что зоны перекрещивания в 350–400 мкм будет достаточно для устранения дефектов.

Выводы

В результате проведения исследований микроструктуры, химического и фазового составов, твердости и размеров переходной зоны, а также механических свойств и возможности формирования трехмерного изменения химического состава мультиматериальных образцов ВЖ159/БрХЦрТ В были получены следующие выводы.

1) Микроструктура зоны сплава БрХЦрТ В представляет собой столбчатые зерна с эпитаксиальным ростом по направлению изготовления образца. В мультиматериальном образце имеется область со стороны БрХЦрТ В, в которой помимо Cu присутствует Ni, а со стороны ВЖ159 имеется область, в которой имеется как Ni, так и Cu. Данная область распространяется по всей границе между двумя сплавами. Такую область можно назвать переходной зоной. В ней не образуется новых фаз и наблюдаются пики, соответствующие фазам для обоих сплавов.

2) Результаты рентгенофазового анализа показали, что существование переходной зоны продолжается вплоть до нанесения и сплавления шестого слоя сплава БрХЦрТ В на сплаве ВЖ159. С учетом того, что величина одного слоя составляет 50 мкм, можно сказать, что ширина переходной зоны равна примерно 300 мкм. Полученное значение также подтверждается рядом других исследований – анализом микроструктуры, химического состава и твердости.

3) Мультиматериальный образец в испытаниях на растяжение показал увеличение предела прочности относительно БрХЦрТ В более чем в два раза (430 МПа против 203 МПа), но не превзошел значения для ВЖ 159 (1202 МПа). Относительное удлинение при растяжении и сжатии мультиматериального образца было меньше, чем у ВЖ159, БрХЦрТ В и Inconel 718.

4) При отсутствии наложения сплавов в горизонтальной плоскости мультиматериала возникает образование непроплава. При наличии зоны наложения сплавов данный дефект уходит. Было выяснено, что зоны смешения в 350–400 мкм будет достаточно для устранения дефектов.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Pérez M., Carou D., Rubio E.M., Teti R. Current advances in additive manufacturing // *Procedia CIRP*. 2020. Vol. 88. P. 439–444. DOI: 10.1016/j.procir.2020.05.076
- [2] Gardner L. Metal additive manufacturing in structural engineering – review, advances, opportunities and outlook // *Structures*. 2023. Vol. 47. P. 2178–2193. DOI: 10.1016/j.istruc.2022.12.039
- [3] Liu G., Zhang X., Chen X., He Y., Cheng L., Huo M., Yin J., Hao F., Chen S., Wang P., Yi S., Wan L., Mao Z., Chen Z., Wang X., Cao Z., Lu J. Additive manufacturing of structural materials // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2021. Vol. 145. P. 100596. DOI: 10.1016/j.mser.2020.100596
- [4] Sefene E.M. State-of-the-art of selective laser melting process: A comprehensive review // *Journal of Manufacturing Systems*. 2022. Vol. 63. P. 250–274. DOI: 10.1016/j.jmsy.2022.04.002
- [5] Han D., Lee H. Recent advances in multi-material additive manufacturing: methods and applications // *Current Opinion in Chemical Engineering*. 2020. Vol. 28. P. 158–166. DOI: 10.1016/j.coche.2020.03.004

- [6] **Bandyopadhyay A., Heer B.** Additive manufacturing of multi-material structures // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2018. Vol. 129. P. 1–16. DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001
- [7] **Pajonk A., Prieto A., Blum U., Knaack U.** Multi-material additive manufacturing in architecture and construction: A review // *Journal of Building Engineering*. 2022. Vol. 45. Art. no. 103603. DOI: 10.1016/j.jobe.2021.103603
- [8] **Hasanov S., Alkunte S., Rajeshirke M., Gupta A., Huseynov O., Fidan I., Alifui-Segbaya F., Rennie A.** Review on Additive Manufacturing of Multi-Material Parts: Progress and Challenges // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2021. Vol. 6 (1). Art. no. 4. DOI: 10.3390/jmmp6010004
- [9] **Nazir A., Gokcekaya O., Md Masum Billah K., Ertugrul O., Jiang J., Sun J., Hussain S.** Multi-material additive manufacturing: A systematic review of design, properties, applications, challenges, and 3D printing of materials and cellular metamaterials // *Materials & Design*. 2023. Vol. 226. Art. no. 111661. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.111661
- [10] **Wang D., Liu L., Deng G., Deng C., Bai Y., Yang Y., Wu W., Chen J., Liu Y., Wang Y., Lin X., Han C.** Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion // *Virtual and Physical Prototyping*. 2022. Vol. 17. Iss. 2. P. 329–365. DOI: 10.1080/17452759.2022.2028343
- [11] **Bai Y., Zhang J., Zhao C., Li C., Wang H.** Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy // *Materials Characterization*. 2020. Vol. 167. Art. no. 110489. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110489
- [12] **Sahu S., Harris J., Hamilton A.R., Gao N.** Interfacial characteristics of multi-material SS316L/IN718 fabricated by laser powder bed fusion and processed by high-pressure torsion // *Journal of Manufacturing Processes*. 2024. Vol. 110. P. 52–69. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.12.051
- [13] **Wei C., Li L.** Recent progress and scientific challenges in multi-material additive manufacturing via laser-based powder bed fusion // *Virtual and Physical Prototyping*. 2021. Vol. 16. Iss. 3. P. 347–371. DOI: 10.1080/17452759.2021.1928520
- [14] **Bartolomeu F., Costa M.M., Alves N., Miranda G., Silva F.S.** Additive manufacturing of NiTi-Ti6Al4V multi-material cellular structures targeting orthopedic implants // *Optics and Lasers in Engineering*. 2020. Vol. 134. Art. no. 106208. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2020.106208
- [15] **Chen K., Wang C., Hong Q., Wen S., Zhou Y., Yan C., Shi Y.** Selective laser melting 316L/CuSn10 multi-materials: Processing optimization, interfacial characterization and mechanical property // *Journal of Materials Processing Technology*. 2020. Vol. 283. Art. no. 116701. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116701
- [16] **Bartolomeu F., Carvalho O., Gasik M., Silva F.S.** Multi-functional Ti6Al4V-CoCrMo implants fabricated by multi-material laser powder bed fusion technology: A disruptive material's design and manufacturing philosophy // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2023. Vol. 138. Art. no. 105583. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2022.105583
- [17] **Marques A., Cunha Â., Gasik M., Carvalho O., Silva F.S., Bartolomeu F.** Inconel 718–copper parts fabricated by 3D multi-material laser powder bed fusion: a novel technological and designing approach for rocket engine // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022. Vol. 122. P. 2113–2123. DOI: 10.1007/s00170-022-10011-x
- [18] **Zhang L., Dong P., Zeng Y., Yao H., Chen J.** Additive manufacturing of Inconel 718/CuCrZr multi-metallic materials fabricated by laser powder bed fusion // *Additive Manufacturing*. 2024. Vol. 92. Art. no. 104377. DOI: 10.1016/j.addma.2024.104377
- [19] **Zhang D., Niu W., Cao X., Liu Z.** Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 644. P. 32–40. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.021
- [20] **Артемов А.Л., Дядченко В.Ю., Лукьяшко А.В., Новиков А.Н., Попович А.А. и др.** Отработка конструктивных и технологических решений для изготовления опытных образцов внутренней оболочки камеры сгорания многофункционального жидкостного ракетного двигателя с использованием аддитивных технологий // *Космическая техника и технологии*. 2017. Т. 1, № 16. С. 50–62.

[21] Прагер С.М., Солодова Т.В., Татаренко О.Ю. Исследование механических свойств и структуры образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС) из сплава ВЖ159 // Труды ВИАМ. 2017. Т. 11, № 59. С. 3–11. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-1-1

[22] Smith D.H., Bicknell J., Jorgensen L., Patterson B.M., Cordes N.L., Tsukrov I., Knezevic M. Micro-structure and mechanical behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718 // Materials Characterization. 2016. Vol. 113. P. 1–9. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.01.003

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

РЕПНИН Арсений Вячеславович – инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.

E-mail: repnin_arseniy@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-3157-3317>

БОРИСОВ Евгений Владиславович – ведущий научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: evgenii.borisov@icloud.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2464-6706>

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

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

REFERENCES

[1] M. Pérez, D. Carou, E.M. Rubio, R. Teti, Current advances in additive manufacturing, Procedia CIRP, 88 (2020) 439–444. DOI: 10.1016/j.procir.2020.05.076

[2] L. Gardner, Metal additive manufacturing in structural engineering – review, advances, opportunities and outlook, Structures, 47 (2023) 2178–2193. DOI: 10.1016/j.istruc.2022.12.039

[3] G. Liu, X. Zhang, X. Chen, Y. He, L. Cheng, M. Huo, J. Yin, F. Hao, S. Chen, P. Wang, S. Yi, L. Wan, Z. Mao, Z. Chen, X. Wang, Z. Cao, J. Lu, Additive manufacturing of structural materials, Materials Science and Engineering: R: Reports, 145 (2021) 100596. DOI: 10.1016/j.mser.2020.100596

[4] E.M. Sefene, State-of-the-art of selective laser melting process: A comprehensive review, Journal of Manufacturing Systems, 63 (2022) 250–274. DOI: 10.1016/j.jmsy.2022.04.002

[5] D. Han, H. Lee, Recent advances in multi-material additive manufacturing: methods and applications, Current Opinion in Chemical Engineering, 28 (2020) 158–166. DOI: 10.1016/j.coche.2020.03.004

[6] A. Bandyopadhyay, B. Heer, Additive manufacturing of multi-material structures, Materials Science and Engineering: R: Reports, 129 (2018) 1–16. DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001

[7] A. Pajonk, A. Prieto, U. Blum, U. Knaack, Multi-material additive manufacturing in architecture and construction: A review, Journal of Building Engineering, 45 (2022) 103603. DOI: 10.1016/j.jobbe.2021.103603

[8] S. Hasanov, S. Alkunte, M. Rajeshirke, A. Gupta, O. Huseynov, I. Fidan, F. Alifui-Segbaya, A. Rennie, Review on Additive Manufacturing of Multi-Material Parts: Progress and Challenges, Journal of Manufacturing and Materials Processing, 6 (1) (2021) 4. DOI: 10.3390/jmmp6010004

[9] A. Nazir, O. Gokcekaya, K. Md Masum Billah, O. Ertugrul, J. Jiang, J. Sun, S. Hussain, Multi-material additive manufacturing: A systematic review of design, properties, applications, challenges, and 3D printing of materials and cellular metamaterials, Materials & Design, 226 (2023) 111661. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.111661

- [10] D. Wang, L. Liu, G. Deng, C. Deng, Y. Bai, Y. Yang, W. Wu, J. Chen, Y. Liu, Y. Wang, X. Lin, C. Han, Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion, *Virtual and Physical Prototyping*, 17(2) (2022) 329–365. DOI: 10.1080/17452759.2022.2028343
- [11] Y. Bai, J. Zhang, C. Zhao, C. Li, H. Wang, Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy, *Materials Characterization*, 167 (2020) 110489. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110489
- [12] S. Sahu, J. Harris, A.R. Hamilton, N. Gao, Interfacial characteristics of multi-material SS316L/IN718 fabricated by laser powder bed fusion and processed by high-pressure torsion, *Journal of Manufacturing Processes*, 110 (2024) 52–69. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.12.051
- [13] C. Wei, L. Li, Recent progress and scientific challenges in multi-material additive manufacturing via laser-based powder bed fusion, *Virtual and Physical Prototyping*, 16(3) (2021) 347–371. DOI: 10.1080/17452759.2021.1928520
- [14] F. Bartolomeu, M.M. Costa, N. Alves, G. Miranda, F.S. Silva, Additive manufacturing of NiTi-Ti6Al4V multi-material cellular structures targeting orthopedic implants, *Optics and Lasers in Engineering*, 134 (2020) 106208. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2020.106208
- [15] K. Chen, C. Wang, Q. Hong, S. Wen, Y. Zhou, C. Yan, Y. Shi, Selective laser melting 316L/CuSn10 multi-materials: Processing optimization, interfacial characterization and mechanical property, *Journal of Materials Processing Technology*, 283 (2020) 116701. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116701
- [16] F. Bartolomeu, O. Carvalho, M. Gasik, F.S. Silva, Multi-functional Ti6Al4V-CoCrMo implants fabricated by multi-material laser powder bed fusion technology: A disruptive material's design and manufacturing philosophy, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 138 (2023) 105583. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2022.105583
- [17] A. Marques, Â. Cunha, M. Gasik, O. Carvalho, F.S. Silva, F. Bartolomeu, Inconel 718–copper parts fabricated by 3D multi-material laser powder bed fusion: a novel technological and designing approach for rocket engine, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 122 (2022) 2113–2123. DOI: 10.1007/s00170-022-10011-x
- [18] L. Zhang, P. Dong, Y. Zeng, H. Yao, J. Chen, Additive manufacturing of Inconel 718/CuCrZr multi-metallic materials fabricated by laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing*, 92 (2024) 104377. DOI: 10.1016/j.addma.2024.104377
- [19] D. Zhang, W. Niu, X. Cao, Z. Liu, Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 644 (2015) 32–40. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.021
- [20] A.L. Artemov, V.Yu. Dyadchenko, A.V. Lukyashko, A.N. Novikov, A.A. Popovich et al., Development of design and technology solutions for additive manufacturing of prototype inner lining for combustion chamber of multifunctional liquid-propellant rocket engine, *Space Engineering and Technology*, 1(16) (2017) 50–62.
- [21] S.M. Prager, T.V. Solodova, O.Yu. Tatarenko, Research of mechanical properties and microstructure of samples obtained by SLS from metal powder composition of VZh159 alloy, *Proceedings of VIAM*, 11 (59) (2017) 3–11. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-1-1
- [22] D.H. Smith, J. Bicknell, L. Jorgensen, B.M. Patterson, N.L. Cordes, I. Tsukrov, M. Knezevic, Microstructure and mechanical behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718, *Materials Characterization*, 113 (2016) 1–9. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.01.003

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Arseniy V. REPNIN — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: repnin_arseniy@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-3157-3317>

Evgenii V. BORISOV — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: evgenii.borisov@icloud.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2464-6706>

Anatoliy A. POPOVICH — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

Поступила: 10.09.2024; Одобрена: 29.09.2024; Принята: 03.10.2024.

Submitted: 10.09.2024; Approved: 29.09.2024; Accepted: 03.10.2024.

Научная статья

УДК 621.791.011

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30404>



Г.М. Михайловский ✉, *В.В. Нгуен*, *П.К. Захаров*

Иркутский национальный исследовательский технический университет,
Иркутск, Россия

✉ dog7820038@gmail.com

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОЕВ ДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК

Аннотация. Проблема повышения износостойкости деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, является очень важной на сегодняшний день. Существует большое количество технологий и систем легирования, применяемых для создания износостойких слоев. Перспективной технологией с точки зрения производительности и получения слоев наплавки большой толщины является наплавка с использованием порошковых проволок. В статье рассмотрено формирование слоев с использованием порошковых проволок, с последующим исследованием микроструктуры, микротвердости и проведением рентгеноструктурного анализа. Результаты показывают, что применение наплавки в среде защитных газов и порошковых проволок позволяет получать качественные покрытия без поверхностных дефектов в виде трещин и пор. Также данные микроструктуры показывают, что при наплавке проволокой ПП-НП80Х20Р3Т происходит формирование дендритной структуры с карбидами хрома по границам зерен, а также для слоев выполненных с проволокой ПП-НП80Х20Р3Т характерно наибольшее значение твердости по сравнению с другими проволоками рассматриваемыми в данной работе.

Ключевые слова: дуговая наплавка, карбид хрома, микротвердость, износостойкие покрытия, мартенсит.

Для цитирования:

Михайловский Г.М., Нгуен В.В., Захаров П.К. Формирование износостойких слоев дуговой наплавкой с использованием порошковых проволок // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 53–64. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30404>



G.M. Mihailovskiy ✉, V.V. Nguyen, P.K. Zakharov

Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

✉ dog7820038@gmail.com

FORMATION OF WEAR-RESISTANT LAYERS BY ARC WELDING USING FLUX-CORED WIRES

Abstract. The problem of increasing the wear resistance of parts operating under conditions of abrasive wear is very important today. There are many technologies and alloying systems used to create wear-resistant layers. A promising technology in terms of productivity and obtaining thick surfacing layers is arc welding using flux-cored wires. The article discusses the formation of layers using flux-cored wires, followed by the study of microstructure, microhardness, and X-ray diffraction analysis. The results show that the use of arc welding in shielding gases and flux-cored wires allows one to obtain high-quality coatings without surface defects such as cracks and pores. Also, microstructure data show that when arc welding performs with ПП-НП80Х20Р3Т wire, a dendritic structure with chromium carbides is formed along the grain boundaries, and layers made with ПП-НП80Х20Р3Т wire are characterized by the highest hardness value compared to other wires considered in this work.

Keywords: arc welding, chromium carbide, microhardness, wear-resistant coatings, martensite.

Citation:

Mihailovskiy G.M., Nguyen V.V., Zakharov P.K., Formation of wear-resistant layers by arc welding using flux-cored wires, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 53–64, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30404>

Введение. На сегодняшний день в областях сельского хозяйства, энергетической, нефтегазовой и атомной промышленности существует необходимость в износостойких покрытиях для повышения долговечности работы изделий и экономически эффективной работы предприятий [1].

Износостойкость как общая характеристика сопротивления изнашиванию является одним из основных факторов, определяющих экономическую эффективность использования машин и изделий данной конфигурации. По причине износа деталей машин происходит ухудшение их функциональных качеств и энергетических показателей работы, снижается производительность, растет вероятность отказа [2].

Так, при эксплуатации изделий наиболее интенсивно изнашиваются поверхностные слои, взаимодействующие с твердыми породами, абразивными частицами, и поэтому свойства поверхностных слоев имеют ключевую роль в сопротивляемости изделий износу [3–5].

Наплавка – важный технологический процесс для получения заданных характеристик материала. Так, например, для деталей сельскохозяйственной промышленности, инструментов и др. возможно повышение длительности работы в 3–8 раз при использовании наплавки [6; 7].

Существуют различные методы для нанесения износостойких слоев: электрохимические процессы плавания, напыление, плавление нанесенных паст с использованием высококонцентрированных источников теплоты, и др. [8–10].

Однако использование технологий наплавки с применением дуговых процессов позволяет получать наплавленные слои большей по сравнению с другими технологиями толщины и ведет к повышению производительности процесса. В работе [14] рассмотрены процессы дуговой наплавки, и выводы, полученные авторами, указывают на то, что наиболее предпочтительными с точки зрения производительности и качества получаемых слоев являются наплавка с использованием

покрытых электродов, наплавка под слоем флюса и наплавка открытой дугой либо с применением защитного газа.

Так, наплавка с использованием порошковой проволоки (Flux Core Arc Welding, FCAW) рассматривается в литературе как технология с высокими показателями производительности и вариативности. Помимо этой, в работах последних лет рассматриваются технологии наплавки с использованием проволок сплошного сечения, с использованием нескольких проволок, что позволяет контролировать химический состав наплавленного металла в течение всего процесса наплавки, технологии с подачей порошка, а также гибридные технологии с использованием второго источника теплоты [11].

На сегодняшний день существует большое количество сплавов, используемых для получения износостойких слоев. Основными группами этих сплавов являются сплавы на основе железа, никеля, кобальта и вольфрама. Однако не железосодержащие сплавы довольно дороги, что ограничивает их применяемость. Так, авторы [15] указывают, что сплавы на основе железа зарекомендовали себя как недорогие материалы, способные конкурировать с более дорогими сплавами на основе кобальта и никеля.

При выполнении износостойких слоев могут использоваться различные системы легирования. Так, авторы [12] указывают, что система легирования Fe-Cr-C дает высокие показатели износостойкости. Авторы [13] рассматривают систему легирования Fe-Cr-C-B, при использовании которой можно получить высокие показатели микротвердости, сопоставимые или большие, чем при использовании добавок Nb. Однако при использовании данной системы легирования возможно повышение хрупкости наплавленного слоя. Авторы [9] указывают, что при наплавке электродами с содержанием марганца 10% при добавке бора 0,3% наблюдается значительное повышение стойкости к кавитационному эрозионному износу по сравнению со сплавом без добавки бора.

В работах [6; 12; 15] указывается, что микротвердость, хоть и является одним из показателей износостойкости, не всегда указывает на наибольшую износостойкость материала. Исходя из этого, в работе [6] авторы указывают, что на износостойкость значительно влияет структура материала, а именно наличие карбидов и твердых фаз, располагающихся в вязкой матрице.

Из проведенного литературного анализа следует, что методы дуговой наплавки являются наиболее эффективными для получения износостойких слоев с высокой производительностью. Формирование микроструктуры с высокой микротвердостью и присутствием твердых фаз имеет первостепенное значение для обеспечения высоких показателей износостойкости материала.

Целью исследования является формирование износостойких слоев на поверхности низкоуглеродистой стали с использованием технологии дуговой наплавки порошковыми проволоками. Для достижения поставленной цели проведены исследования микроструктуры, измерения твердости, определение фазового состава наплавленных слоев.

Материалы и методы исследования

В качестве основного материала использовалась сталь Ст3сп (ГОСТ 380–2005), с химическим составом: С – 0,14–0,22%; Si – 0,15–0,30%; Mn – 0,4–0,65%. Образцы из Ст3сп были вырезаны в виде пластин размерами 80×50×12 мм и отшлифованы наждачной бумагой до зернистости 1200. Для наплавки использовались порошковые проволоки диаметром 1,6 мм: ПП-НП80Х20Р3Т; ПП-НП30Х4Г2М; ASM 4440-GS. Перед выполнением наплавки проволоки просушивались в шкафу в течение 2-х часов при температуре 150–180°C. Химический состав проволок ПП-НП80Х20Р3Т и ПП-НП30Х4Г2М, согласно ГОСТ 26101-84, а также химический состав проволоки ASM 4440-GS, согласно паспорту, приведены в табл. 1.

Комплекс для выполнения наплавки схематически показан на рис. 1. Основными узлами комплекса являются промышленный робот CRP RH14-10-W и источник питания Megmeet Arsten Plus 400.

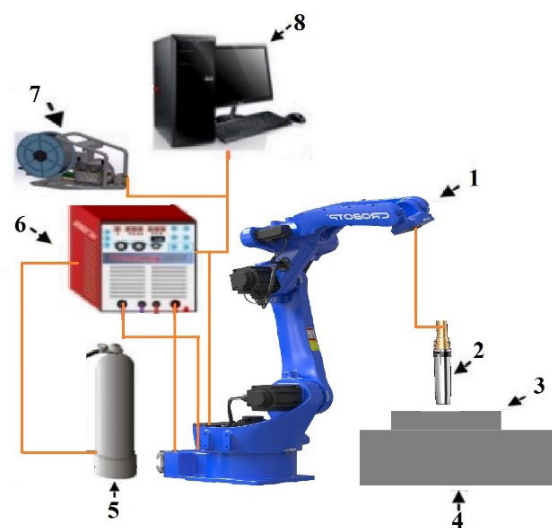


Рис. 1. Схема комплекса для наплавки: 1 – промышленный робот; 2 – сварочная горелка; 3 – основа для наплавки; 4 – сварочный стол; 5 – баллон с защитным газом; 6 – источник питания; 7 – механизм подачи проволоки; 8 – система управления

Fig. 1. Scheme of the welding complex: 1 – industrial robot; 2 – welding torch; 3 – base for welding; 4 – welding table; 5 – cylinder with shielding gas; 6 – power supply; 7 – wire feed mechanism; 8 – control system

Таблица 1

Химический состав проволоки

Table 1

Chemical composition of the wires

| Марка проволоки | Массовая доля элемента, % | | | | | | | | |
|----------------------------------|---------------------------|-----------------|------------------|------------------|---------------|---------------|---------------|-------|-------|
| | C | Cr | Mn | Si | Mo | Ti | B | S | P |
| ПП-НП30Х4Г2М (ГОСТ 26101-84) | 0,30– 0,45 | 3,30– 4,80 | 1,40– 2,20 | 0,50–1,00 | 0,60– 1,00 | – | – | 0,040 | 0,040 |
| ПП-НП80Х20Р3Т (ГОСТ 26101-84) | 0,50– 1,00 | 18,00– 23,00 | Не более 1,00 | Не более 1,00 | – | 0,10– 0,80 | 2,70– 3,60 | 0,040 | 0,040 |
| ASM 4440-GS | 0,4 | 17,0 | 0,5 | 0,6 | – | 0,5 | – | 0,040 | 0,040 |

Для всех проволок постоянными параметрами были сварочный ток 200 А, напряжение 24 В, скорость сварки 10 мм/с. Данные параметры были подобраны на аппарате для механизированной сварки Logch и являются оптимальными для качественного формирования наплавленного слоя.

Наплавка производилась с использованием газовой смеси Ag/CO_2 82/18. Объем подачи газа 10 л/мин. Наплавка выполнялась в два слоя с охлаждением образцов между слоями до 250–300°C.

После выполнения наплавки образцы вырезались с помощью отрезного станка Discotom-100/-10. Затем отрезанный образец запрессовывали в полимерную смолу прессом Полилаб С50А. Для изучения структуры упрочненных слоев исследованы сечения образца, перпендикулярные поверхности слоя и направлению перемещения наплавки. Полирование проведено с использованием алмазных суспензий с зернистостью (9 мкм, 6 мкм и 3 мкм).

Заключительная операция полирования выполнена на сукне, смоченном водным раствором с частицами оксида кремния размером 1 мкм. Поверхность исследуемого образца считается готовой после полирования, если она становится плоской, блестящей и не имеет царапин от



Рис. 2. Образцы после дуговой наплавки порошковыми проволоками:
а – ПП-НП30Х4Г2М; б – ПП-НП80Х20Р3Т; в – ASM 4440-GS

Fig. 2. Samples after arc welding with flux-cored wires:
a – ПП-НП30Х4Г2М; б – ПП-НП80Х20Р3Т; в – ASM 4440-GS

шлифования. Для выявления микроструктуры подготовленного образца после полирования был использован раствор ($\text{HNO}_3/\text{HCl} = 1:3$). Для снятия и обработки изображений микроструктуры исследуемого образца использовались камера и программное обеспечение Tour View.

Микроструктура полученного наплавленного слоя исследовалась на микроскопе MET-2 при увеличениях в диапазоне от $\times 50$ до $\times 1000$ в режиме светлого поля.

Исследование фазового состава покрытий после плазменной наплавки проводилось на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000 с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения. Образцы сканировали в режиме пошагового сканирования в диапазоне $5\text{--}85^\circ$ с шагом 5° при 40 кВ и 40 мА. Для определения макротвердости использовался твердомер ТК-2М. Для определения микротвердости использовался микротвердомер Shimadzu HNV-2T с системой автоматического считывания размеров отпечатков. Измерение микротвердости проводилось под нагрузкой 988 мН (HV0.1), время выдержки 5 с. По каждому образцу была сделана кривая распределения микротвердости по глубине.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены образцы после дуговой наплавки в среде защитного газа порошковыми проволоками. Поверхность образцов имеет характерные следы наплавки в виде волнистых линий (или валиков), которые образовались при наложении порошковых проволок на поверхность. Видны темные участки с незначительными дефектами, такими как поры или включения, однако крупных трещин не наблюдается.

На поверхности присутствуют темные и светлые области, а также общая высокая шероховатость, характерные для слоев выполняемых с использованием дуговых процессов наплавки. Однако на поверхности не наблюдается трещин и пористости, из чего можно сделать вывод, что использование порошковых проволок с дополнительной газовой защитой позволяет формировать покрытия без дефектов.

На рис. 3 представлена микроструктура поверхностного слоя после дуговой наплавки порошковой проволокой ПП-НП30Х4Г2М. Видно, что поверхностный слой состоит из нескольких характерных слоев. Верхний слой характеризуется мелкозернистой структурой, что типично для наплавленного слоя после быстрого охлаждения. В области, расположенной ближе к наплавленной зоне, где длительность охлаждения была больше, наблюдалось увеличение размера зерен. Это происходит в результате рекристаллизации и роста зерен под воздействием тепла. Зерна в этой области имеют более крупный размер и округлую форму по сравнению с основной матрицей. Результаты рентгенограммы (рис. 4) показали, что в поверхностном слое после дуговой наплавки присутствует мартенсит, т.е. пересыщенный твердый раствор углерода в системе $\alpha\text{-(Fe,Cr)}$.

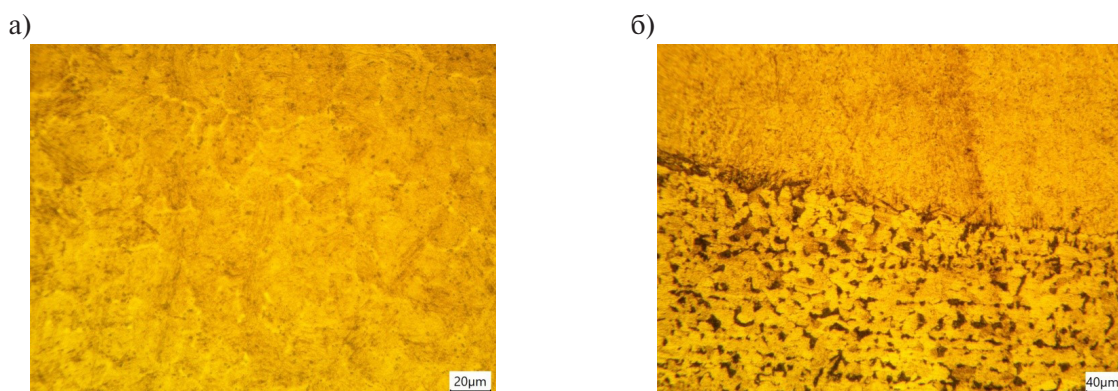


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя после дуговой наплавки ПП-НП30Х4Г2М:
а – верхний слой; б – линия сплавления с основным металлом

Fig. 3. Microstructure of the surface layer after arc welding with ПП-НП30Х4Г2М:
а – top layer; б – fusion line with the base metal

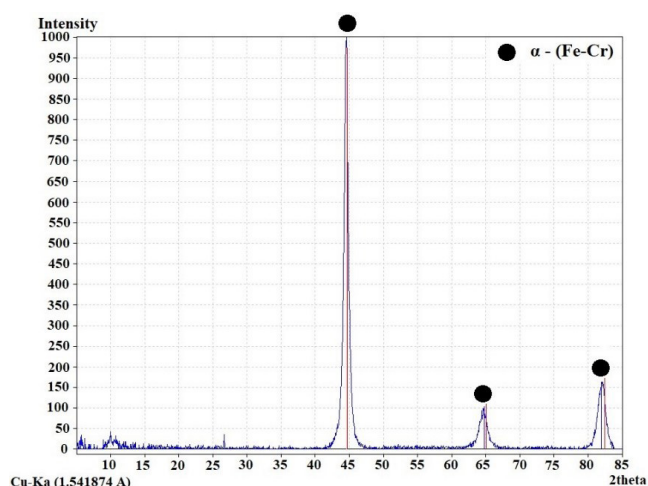


Рис. 4. Рентгенограмма образца после дуговой наплавки ПП-НП30Х4Г2М

Fig. 4. X-ray image of the sample after arc welding with ПП-НП30Х4Г2М

В процессе плавления железа и хрома при высоких температурах, обычно превышающих 1500°C , атомы хрома растворяются в расплаве железа, образуя однородную жидкую фазу. В этом состоянии атомы хрома и железа свободно перемещаются в расплаве. При охлаждении расплава происходит кристаллизация железа, в результате которой атомы хрома замещают атомы железа в кристаллической решетке, образуя твердый раствор замещения $\alpha\text{-(Fe,Cr)}$.

На рис. 5 представлена микроструктура поверхностного слоя после дуговой наплавки порошковой проволокой ПП-НП80Х20Р3Т. По всей глубине покрытия наблюдается рост дендритных структур. Дендриты расположены беспорядочно, что характерно для процесса быстрого охлаждения при дуговой наплавке. Линия сплавления четко видна между наплавленным слоем и основным металлом. В переходной зоне между наплавленным слоем и основным металлом отсутствуют дефекты в виде микротрещин и пор. Рядом с линией сплавления расположена зона термического влияния (ЗТВ), для которой характерно увеличение размера зерен.

На рис. 6 представлена рентгенограмма образца после дуговой наплавки ПП-НП80Х20Р3Т. В поверхностном слое образца обнаружен твердый раствор $\alpha\text{-(Fe,Cr)}$ и карбиды хрома Cr_{23}C_6 . При

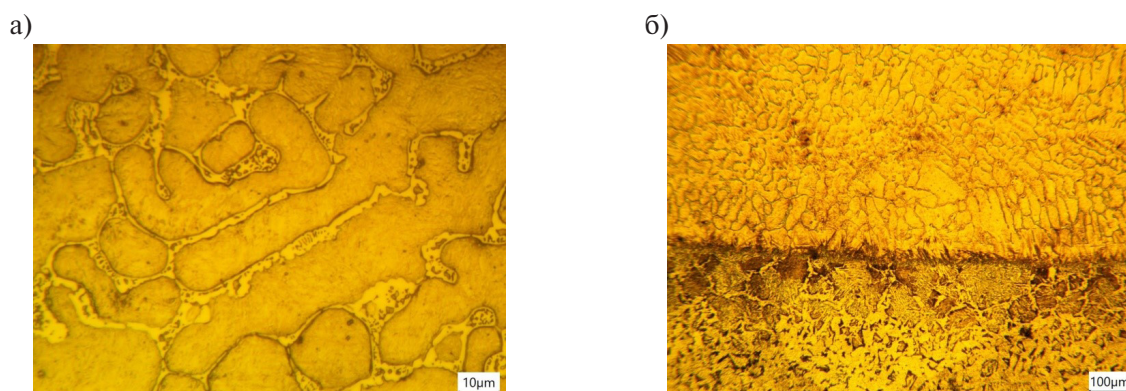


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя после дуговой наплавки ПП-НП80Х20Р3Т:
а – верхний слой; б – линия сплавления с основным металлом

Fig. 5. Microstructure of the surface layer after arc welding with ПП-НП80Х20Р3Т:
а – top layer; б – fusion line with the base metal

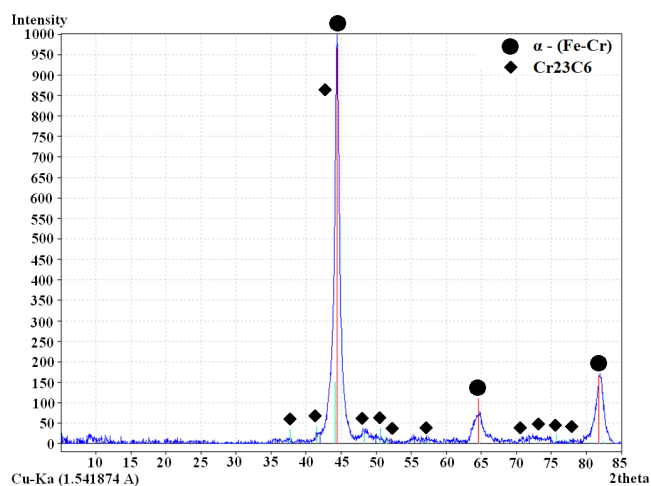


Рис. 6. Рентгенограмма образца после дуговой наплавки ПП-НП80Х20Р3Т

Fig. 6. X-ray image of the sample after arc welding with ПП-НП80Х20Р3Т

высоких температурах хром и углерод растворяются в железе. При охлаждении из аустенитного состояния углерод начинает диффундировать и стремится образовывать более стабильные соединения с хромом. В результате этого процесса хром вступает в реакцию с углеродом, образуя карбиды. Хром обладает высокой способностью к образованию карбидов, что приводит к выделению этих соединений вдоль границ зерен α -(Fe,Cr). Карбиды Cr_{23}C_6 начинают формироваться в диапазоне температур от 600°C до 900°C.

На рис. 7 представлена микроструктура поверхностного слоя после дуговой сварки ASM 4440-GS. Зерна имеют неправильную многогранную форму, характерную для мартенситных структур, полученных в результате дуговой сварки. Границы зерен хорошо видны и представляют собой характерные темные линии.

Согласно рентгеновским данным, показанным на рис. 8, в поверхностном слое были обнаружены твердый раствор α -(Fe,Cr) и карбиды хрома Cr_3C_2 и Cr_7C_3 . На рис. 7а отчетливо видно, что карбиды сформировались на границах зерен α -(Fe,Cr). После охлаждения из высокотемпературной фазы углерод и хром диффундируют к границам зерен, которые обладают более высокой

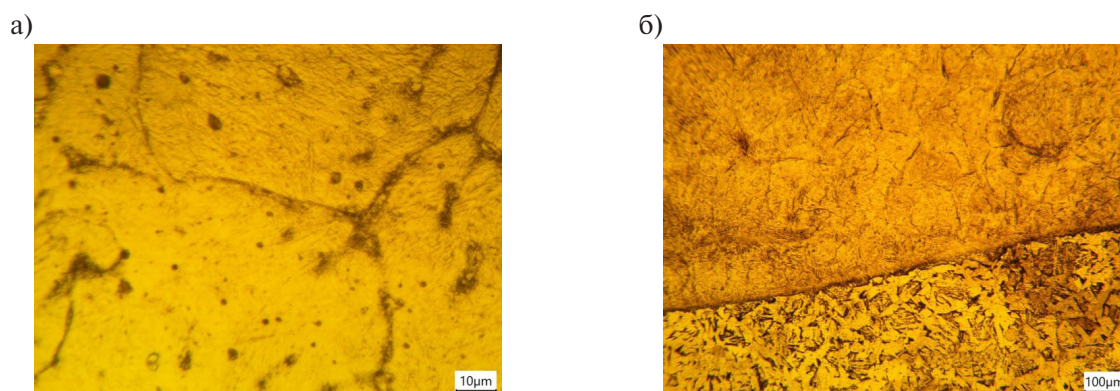


Рис. 7. Микроструктура поверхностного слоя после дуговой наплавки ASM 4440-GS:
а – верхний слой; б – линия сплавления с основным металлом

Fig. 7. Microstructure of the surface layer after arc welding with ASM 4440-GS:
a – top layer; b – fusion line with the base metal

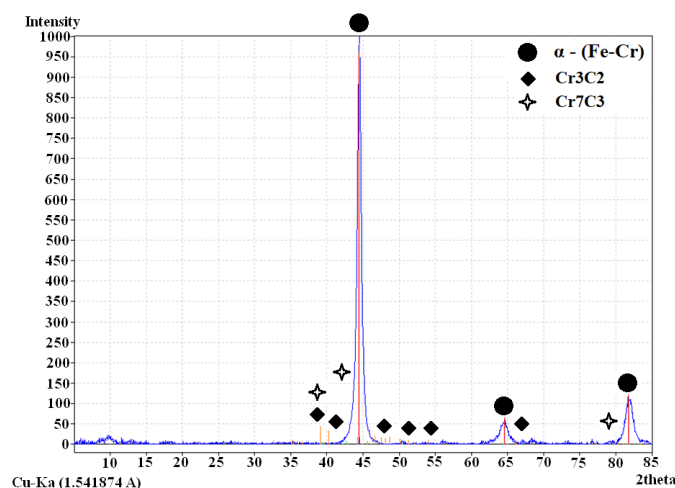


Рис. 8. Рентгенограмма образца после дуговой наплавки ASM 4440-GS

Fig. 8. X-ray image of the sample after arc welding with ASM 4440-GS

энергией по сравнению с внутренними областями зерен, что делает их предпочтительными местами для образования вторичных фаз, таких как карбиды хрома.

Средние значения макротвердости полученных наплавленных покрытий: ПП-НП80Х20Р3Т – 57 HRC; ПП-НП30Х4Г2М – 48 HRC; ASM 4440-GS – 51 HRC.

На рис. 9 представлено распределение микротвердости по глубине покрытий, полученных методом дуговой наплавки. Покрытие, полученное после наплавки порошковой проволокой ПП-НП80Х20Р3Т, характеризуется высокой и стабильной твердостью в диапазоне до 4,5 мм от поверхности, которая составляет 786–880 HV. Вблизи глубины 4,5 мм наблюдается резкое снижение твердости, что обусловлено переходом от основного слоя покрытия к материалу подложки, характеризующемуся меньшей твердостью. Покрытие из ПП-НП30Х4Г2М имеет микротвердость в диапазоне 646–826 HV. На глубине 3,0 мм происходит резкое снижение твердости, что указывает на приближение к подложке. Твердость покрытия из порошковой проволоки ASM 4440-GS составляет 668–768 HV вблизи поверхности и резко снижается на глубине 2,5 мм, что обусловлено переходом к подложке.

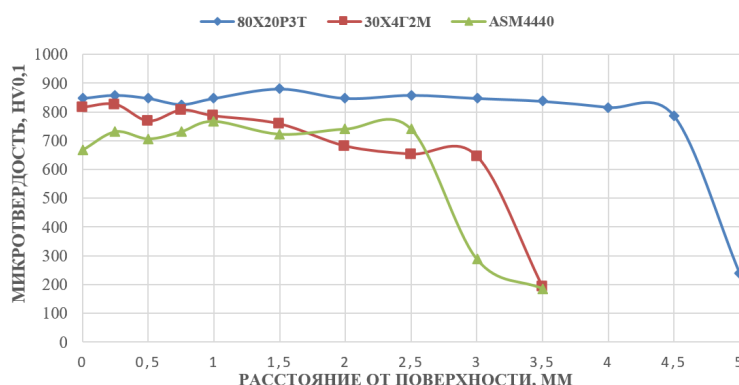


Рис. 9. Распределение микротвердости от поверхности покрытий после дуговой наплавки

Fig. 9. Distribution of microhardness from the surface of coatings after arc welding

Заключение

Результаты исследования показали, что дуговая наплавка порошковыми проволоками обеспечивает формирование покрытий с высокой степенью однородности без дефектов, таких как трещины и поры. Покрытия, полученные методом дуговой наплавки в среде защитного газа с использованием различных порошковых проволок, обладают специфическими микроструктурными и фазовыми характеристиками. Покрытие из ПП-НП30Х4Г2М характеризуется мелкозернистой мартенситной структурой в наплавленном слое. В его фазовом составе присутствует пересыщенный твердый раствор углерода в α -(Fe,Cr). Покрытие из ПП-НП80Х20Р3Т имеет дендритную структуру, характерную для быстрого охлаждения, и содержит карбиды хрома Cr_{23}C_6 , которые расположены вдоль границ зерен α -(Fe,Cr). Покрытие ASM 4440-GS отличается многогранной формой зерен, характерной для мартенситных структур, и содержит карбиды хрома Cr_3C_2 и Cr_7C_3 , которые расположены на границах зерен. Наличие этих карбидов повышает твердость и износостойкость покрытия, делая его более прочным и долговечным в условиях интенсивного абразивного воздействия.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Durmuş H., Çömez N., Gül C., Yurddaşkal M., Yurddaşkal M. Wear performance of Fe-Cr-C-B hardfacing coatings: Dry sand/rubber wheel test and ball-on-disc test, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 77 (2018) 37–43. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.07.006>
- [2] Buchely M.F., Gutierrez J.C., León L.M., Toro A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*, 259(1–6) (2005) 52–61. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.03.002>
- [3] Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ponomarev I.A. Wear resistance and characteristics of the friction surface of the coating metal with carbide-boride-nitride-intermetallic alloying, 2019 IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 681 (2019) 012012. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/681/1/012012>
- [4] Будко С.И., Зуева Д.С. Увеличение ресурса плужных лемехов восстановлением их заправкой лучевидного износа // Конструирование, использование и надежность машин сельскохозяйственного назначения. 2007. Т. 1, № 6. С. 84–89.
- [5] Veinthal R., Sergejev F., Zikin A., Tarbe R., Hornung J. Abrasive impact wear and surface fatigue wear behaviour of Fe–Cr–C PTA overlays, *Wear*, 301 (2013) 102–108. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.077>
- [6] Singla Y.K., Maughan M.R., Arora N., Dwivedi D.K. Enhancing the wear resistance of iron-based alloys: A comprehensive review of alloying element effects, *Journal of Manufacturing Processes*, 120 (2024) 135–160. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.04.038>

- [7] **Foley A.G., Chisholm C.J., McLees V.A.** Wear of ceramic-protected agricultural subsoilers, *Tribology International*, 21(2) (1988) 97–103. DOI: [https://doi.org/10.1016/0301-679X\(88\)90081-3](https://doi.org/10.1016/0301-679X(88)90081-3)
- [8] **Балановский А.Е., Нгуен В.В., Астафьева Н.А., Гусев Р.Ю.** Структура и свойства низкоуглеродистой стали после плазменной наплавки борсодержащей обмазки // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2023. Т. 25, № 2. С. 93–103. DOI: <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2023-25.2-93-103>
- [9] **Wells T.C.** A review of surface treatments and coatings, *Surfacing Journal*, 9(4) (1978) 2–9.
- [10] **Wang X., Zhang Z., Zhao Y., Hu Z., Li X.** Macroscopic morphology and properties of cobalt-based laser cladding layers on rail steel based on pulse shaping, *Optics & Laser Technology*, 168 (2024) 109940.
- [11] **de Sousa J.M.S., Gil G.S., dos Santos Barbosa M., Garcia D.N., Lobato M.Q., Machado P.C.** Tribological performance under abrasive wear of Fe-Cr-C+Nb coating deposited by FCAW process, *Wear*, 523 (2023) 204824. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204824>
- [12] **Pourasiabi H., Gates J.D.** Effects of chromium carbide volume fraction on high-stress abrasion performance of NbC-bearing high chromium white cast irons, *Wear*, 498–499 (2022), 204312. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204312>.
- [13] **Ivanov O., Prysyazhnyuk P., Lutsak D., Matvienkiv O., Aulin V.** Improvement of abrasion resistance of production equipment wear parts by hardfacing with flux-cored wires containing boron carbide/metal powder reaction mixtures, *Management Systems in Production Engineering*, 28(3) (2020) 178–183. DOI: <https://doi.org/10.2478/mspe-2020-0026>
- [14] **Henderson J.L., Bulloch J.H.** Alloy classification of hardfacing materials, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 47(2) (1991) 127–158. DOI: [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(91\)90096-K](https://doi.org/10.1016/0308-0161(91)90096-K)
- [15] **Berns H., Fischer A.** Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and, B, *Metallography*, 20(4) (1987) 401–429. DOI: [https://doi.org/10.1016/0026-0800\(87\)90017-6](https://doi.org/10.1016/0026-0800(87)90017-6)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

МИХАЙЛОВСКИЙ Георгий Максимович — аспирант, *Иркутский национальный исследовательский технический университет, без степени.*

E-mail: dog7820038@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1147-782X>

НГУЕН Ван Винь — аспирант, *Иркутский национальный исследовательский технический университет, без степени.*

E-mail: nguyenvanh190596@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6514-9015>

ЗАХАРОВ Павел Константинович — магистрант, *Иркутский национальный исследовательский технический университет, без степени.*

E-mail: dimaleonov26@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-1897-2788>

REFERENCES

- [1] **H. Durmuş, N. Çömez, C. Gül, M. Yurddaşkal, M. Yurddaşkal,** Wear performance of Fe-Cr-C-B hardfacing coatings: Dry sand/rubber wheel test and ball-on-disc test, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 77 (2018) 37–43. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.07.006>

- [2] **M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. León, A. Toro**, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*, 259(1–6) (2005) 52–61. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.03.002>
- [3] **E.N. Eremin, A.S. Losev, S.A. Borodikhin, I.A. Ponomarev**, Wear resistance and characteristics of the friction surface of the coating metal with carbide-boride-nitride-intermetallic alloying, 2019 IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 681 (2019) 012012. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/681/1/012012>
- [4] **S.I. Budko, D.S. Zueva**, The increase in resources plowshares restore their xiphoid surfacing wear, *Konstruirovaniye, ispol'zovanie i nadezhnost' mashin sel'skokhoziaistvennogo naznacheniia* [Design, use and reliability of agricultural machinery], 1(6) (2007) 84–89.
- [5] **R. Veinthal, F. Sergejev, A. Zikin, R. Tarbe, J. Hornung**, Abrasive impact wear and surface fatigue wear behaviour of Fe–Cr–C PTA overlays, *Wear*, 301 (2013) 102–108. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.077>
- [6] **Y.K. Singla, M.R. Maughan, N. Arora, D.K. Dwivedi**, Enhancing the wear resistance of iron-based alloys: A comprehensive review of alloying element effects, *Journal of Manufacturing Processes*, 120 (2024) 135–160. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.04.038>
- [7] **A.G. Foley, C.J. Chisholm, V.A. McLees**, Wear of ceramic-protected agricultural subsoilers, *Tribology International*, 21(2) (1988) 97–103. DOI: [https://doi.org/10.1016/0301-679X\(88\)90081-3](https://doi.org/10.1016/0301-679X(88)90081-3)
- [8] **A.E. Balanovsky, V.V. Nguyen, N.A. Astafieva, R.Yu. Gusev**, Structure and properties of low carbon steel after plasma-jet hard facing of boron-containing coating, *Metal Working and Material Science*, 25(2) (2023) 93–103. DOI: [10.17212/1994-6309-2023-25.2-93-103](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2023-25.2-93-103)
- [9] **T.C. Wells**, A review of surface treatments and coatings, *Surfacing Journal*, 9(4) (1978) 2–9.
- [10] **X. Wang, Z. Zhang, Y. Zhao, Z. Hu, X. Li**, Macroscopic morphology and properties of cobalt-based laser cladding layers on rail steel based on pulse shaping, *Optics & Laser Technology*, 168 (2024) 109940.
- [11] **J.M.S. de Sousa, G.S. Gil, M. dos Santos Barbosa, D.N. Garcia, M.Q. Lobato, P.C. Machado**, Tribological performance under abrasive wear of Fe-Cr-C+Nb coating deposited by FCAW process, *Wear*, 523 (2023) 204824. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204824>
- [12] **H. Pourasiabi, J.D. Gates**, Effects of chromium carbide volume fraction on high-stress abrasion performance of NbC-bearing high chromium white cast irons, *Wear*, 498–499 (2022), 204312. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204312>.
- [13] **O. Ivanov, P. Prysyazhnyuk, D. Lutsak, O. Matvienkiv, V. Aulin**, Improvement of abrasion resistance of production equipment wear parts by hardfacing with flux-cored wires containing boron carbide/metal powder reaction mixtures, *Management Systems in Production Engineering*, 28(3) (2020) 178–183. DOI: <https://doi.org/10.2478/mspe-2020-0026>.
- [14] **J.L. Henderson, J.H. Bulloch**, Alloy classification of hardfacing materials, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 47(2) (1991) 127–158. DOI: [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(91\)90096-K](https://doi.org/10.1016/0308-0161(91)90096-K)
- [15] **H. Berns, A. Fischer**, Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and, B, *Metallography*, 20(4) (1987) 401–429. DOI: [https://doi.org/10.1016/0026-0800\(87\)90017-6](https://doi.org/10.1016/0026-0800(87)90017-6)

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Georgiy M. MIHAILOVSKIY – *Irkutsk National Research Technical University.*

E-mail: dog7820038@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1147-782X>

Van Vinh NGUYEN – *Irkutsk National Research Technical University.*

E-mail: nguyenvanvinh190596@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6514-9015>

Pavel K. ZAKHAROV – *Irkutsk National Research Technical University.*

E-mail: dimaleonov26@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-1897-2788>

Поступила: 08.10.2024; Одобрена: 28.10.2024; Принята: 30.10.2024.

Submitted: 08.10.2024; Approved: 28.10.2024; Accepted: 30.10.2024.

Научная статья

УДК 621.762

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30405>



Д.В. Воеводенко ✉, *К.А. Стариков*, *А.А. Попович*

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

✉ voevodenko.daniil@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ИЗМЕНЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ОТЕЧЕСТВЕННОГО АНАЛОГА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА GTD111 ПОСЛЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Аннотация. В статье представлены результаты исследования микроструктуры и химического состава отечественного аналога жаропрочного никелевого сплава GTD111, полученного методом селективного лазерного плавления (СЛП). Проведено детальное изучение морфологии порошка, использованного в процессе, а также анализ структуры и фазового состава полученных образцов. Особое внимание уделено влиянию легирующих элементов, таких как тантал, на формирование топологически плотно упакованных фаз и их распределение в сплаве. Результаты работы демонстрируют соответствие химического состава конечного материала исходным спецификациям, а также подчеркивают значимость корректировки химического состава для оптимизации свойств сплава. Полученные данные позволяют сделать выводы о перспективах применения безрениевых никелевых сплавов в высокотемпературных условиях, а также о потенциале использования технологии СЛП для создания топологически сложных и термостойчивых конструкционных материалов.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, химический состав, направленная структура, жаропрочный никелевый сплав, GTD111, γ' -фаза.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004 «Разработка новых функциональных материалов, интеллектуальных конструкций и технологий их создания методами аддитивного производства на основе современных подходов моделирования и прогнозирования свойств», <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Для цитирования:

Воеводенко Д.В., Стариков К.А., Попович А.А. Исследование микроструктуры и изменения химического состава отечественного аналога жаропрочного никелевого сплава GTD111 после селективного лазерного плавления // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 65–73. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30405>



D.V. Voevodenko ✉, *K.A. Starikov*, *A.A. Popovich*

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

✉ voevodenko.daniil@mail.ru

RESEARCH OF MICROSTRUCTURE AND CHANGES IN CHEMICAL COMPOSITION OF DOMESTIC ANALOGUE OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY GTD111 AFTER SELECTIVE LASER MELTING

Abstract. The paper presents the results of the study of microstructure and chemical composition of the domestic analogue of heat-resistant nickel alloy GTD111 obtained by selective laser melting (SLM). A detailed study of the morphology of the powder used in the process, as well as an analysis of the structure and phase composition of the obtained samples were carried out. Special attention is paid to the influence of alloying elements, such as tantalum, on the formation of topologically close-packed phases and their distribution in the alloy. The results of the work demonstrate the compliance of the chemical composition of the final material with the initial specifications, and also emphasize the importance of adjusting the chemical composition to optimize the properties of the alloy. The obtained data allow us to draw conclusions about the prospects of application of rhenium-free nickel alloys in high-temperature conditions, as well as the potential of using SLM technology to create topologically complex and thermostable structural materials.

Keywords: selective laser melting, chemical composition, directional structure, nickel-based superalloy, GTD111, γ' -phase.

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-79-30004 “Development of new functional materials, intelligent structures and technologies for their creation using additive manufacturing methods based on modern approaches to modeling and predicting properties”. Available online: <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Citation:

Voevodenko D.V., Starikov K.A., Popovich A.A., Research of microstructure and changes in chemical composition of domestic analogue of heat-resistant nickel alloy GTD111 after selective laser melting, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 65–73, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30405>

Введение. Существует множество различных классов материалов, которые предназначены для конкретных задач. К ним относятся жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС), которые были разработаны для обеспечения надежности и эффективности работы деталей и изделий в условиях экстремальных температур и механических нагрузок.

Основным элементом, усиливающим прочность этих материалов, является γ' -фаза, которая представляет собой интерметаллидное соединение $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Эта фаза формирует когерентные выделения в матрице γ , которая является твердым раствором на основе никеля, существенно увеличивая жаропрочность сплава. Nimonic 80A, один из первых сплавов в данной серии, нашел широкое применение в авиации для производства турбинных лопаток. В составе сплава содержалось около 25% γ' -фазы, что позволяло ему выдерживать температуры до 750°C [1].

В первые годы создания суперсплавов основное внимание уделялось γ -матрице и γ' -фазам, которые стали фундаментом для последующих исследований в области упрочнения. Эти фазы были признаны ключевыми для улучшения свойств суперсплавов, особенно при их эксплуатации в условиях высоких температур. В последующие годы развитие химического состава никелевых суперсплавов сосредоточилось на увеличении содержания γ' -фазы и стабилизации γ -матрицы.

Легирующие элементы в ЖНС делят на следующие категории [2]:

1. Элементы, способствующие стабилизации γ -фазы:

о Так как Ni, Cr, Mo, Ru, Re, Co, W и Fe по большей части распределяются в аустенитной γ -фазе, эти элементы считаются стабилизирующими. Это происходит из-за того, что они обладают атомными радиусами, близкими к радиусу никеля, что обеспечивает высокую растворимость и способствует укреплению матрицы.

2. Элементы, способствующие образованию γ' -фазы:

о Ti, Al, Ta и Nb характеризуются большими атомными радиусами, что способствует образованию упорядоченных фаз, таких как $Ni_3(Ti, Al, Ta)$, известных как γ' . Данные элементы упрочняют материал благодаря тому, что образуют твердые растворы и выделения, что улучшает как механические, так и термические свойства.

3. Элементы, склонные к сегрегации на границах зерен:

о Zr, C и B имеют значительно отличающиеся от никеля атомные размеры, что становится причиной их сегрегации на границах зерен γ -фазы.

о Эти элементы способствуют образованию карбидов и боридов, которые укрепляют межзеренные границы.

С 1990-х годов новые исследования были сосредоточены на добавлении нового элемента в состав суперсплавов – рения. Это способствовало разработке сплавов нового поколения, которые обладают еще более высокими показателями жаропрочности [3]. Re увеличивает параметр решетки γ -твердого раствора, что непосредственно влияет на величину мисфита и, следовательно, повышает энергию границ раздела фаз в суперсплавах. Температуры полного растворения γ' -фазы ($T_{п.р.}$) и солидуса (T_s) являются критическими для обеспечения термической стабильности и жаропрочности никелевых сплавов, поэтому их повышение способствует улучшению характеристик данных сплавов [4]. Эти сплавы традиционно относят ко II и III поколениям [5].

Тем не менее по причине того, что упрочняющие возможности Re ограничены и при длительном воздействии температур выше 1000°C его действие начинает ослабевать, в начале 2000-х годов для повышения устойчивости сплавов к высокотемпературным нагрузкам начали использовать рутений. Ru способствует стабилизации в сплавах с Re и уменьшает их склонность к образованию топологически плотно упакованных фаз [6].

Следует отметить, что увеличение эффективности сплавов с каждым новым поколением незначительно. В среднем их работоспособность повышается на 20–25°C. Таким образом, соотношение стоимости и свойств показывает отрицательную тенденцию: незначительное улучшение характеристик сопровождается значительным увеличением стоимости из-за того, что, например, стоимость Re и Ru составляет в среднем около 60% от всей стоимости [7]. По этой причине на данном этапе развития ЖНС у промышленности растет интерес к безрениевым сплавам [8].

В поисках способов оптимизации производства лопаток из ЖНС в настоящее время все больше проявляется интерес к другому способу их изготовления – селективному лазерному плавлению (СЛП). Этапы совершенствования конструкции рабочих лопаток, для изготовления которых используются преимущественно ЖНС, напрямую связаны с этапами развития технологий их производства и применяемых материалов. Появление новых методов и схем охлаждения рабочих лопаток становится возможным благодаря применению новых производственных методов. Так как конфигурации современных систем охлаждения рабочих лопаток ограничены возможностями традиционных методов производства, технология СЛП обладает одним из наиболее явных преимуществ – способностью производить не столько геометрически, сколько именно топологически сложные тела [9]. Таким образом, технология СЛП позволяет инженерам переосмыслить и оптимизировать формы изделий с целью повышения их производительности и функциональности, а возможность быстрой итерации дизайна позволяет сократить время разработки. За счет развития СЛП можно добиться снижения процента брака, а также изготавливать топологически

сложные детали, в которых будут использованы новые и более эффективные конфигурации систем охлаждения, которые не могут быть получены при использовании классических методов изготовления [10].

Оборудование

Исследуемые образцы были получены методом СЛП на разработанной в Санкт-Петербургском политехническом университете совместно с ЗАО «Биоград» (3DLam) установке высокотемпературного послойного лазерного синтеза «ВПЛС Меркурий». Данная установка имеет мультилазерную систему с одним лазером 500 Вт и двумя по 1000 Вт, габариты рабочей зоны 210 мм по высоте и 120 мм в диаметре, а также подогрев до 1000°C.

При изготовлении экспериментальных образцов процесс проводился в инертной среде из аргона, а содержание кислорода поддерживалось ниже 20 ppm. Чтобы снизить вероятность возникновения температурного градиента при плавлении новых слоев, подложка предварительно была нагрета до 1000°C.

Методы исследования

По завершению процесса послойного синтеза образцы отделяли от подложки и проводили их полировку вдоль направления роста, после чего травили в растворе, содержащем соляную и серную кислоты, а также сульфат меди. Выявление и количественная оценка дефектов, а также изучение структуры проводились с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Carl Zeiss Supra 55VP.

Материалы

Для изготовления исследуемых образцов использовался порошок ЖНС. Отечественный аналог GTD111, не содержащий Re с упрочняющей фазой γ' с размером частиц 10–58 мкм был изготовлен в ООО «ГРАНКОМ» с учетом оптимального для данной технологии гранулометрического состава. Химический состав сплава указан в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемого сплава

Table 1

Chemical composition of the investigated alloy

| Ni | Al | Ti | Cr | Co | Mo | Ta | W |
|------|------|------|-------|------|------|------|------|
| Осн. | 3,20 | 5,59 | 14,53 | 9,52 | 1,87 | 3,09 | 2,89 |

По результатам проведенного предварительного исследования морфологии порошка с помощью СЭМ (рис. 1) можно сделать вывод о том, что, так как частицы порошка сферичны либо округлой формы, порошок обладает улучшенной текучестью, что благоприятно повлияет на процесс СЛП. Также, хотя на изображениях виднеются небольшие «наросшие» частицы, называемые сателлитами, их количество практически не влияет на свойства порошка.

Результаты и обсуждение

С помощью исследования поверхности шлифов методом сканирующей электронной микроскопии в компактных образцах была обнаружена гетерофазная структура со столбчатыми ячейками γ -твердого раствора, которые имеют ориентацию и вытянуты вдоль направления синтеза (рис. 2). Также были выявлены квазикубоидные дисперсные выделения γ' -фазы. Анализ ориентации кристаллитов показывает, что направление их роста сохраняется в последующих слоях.

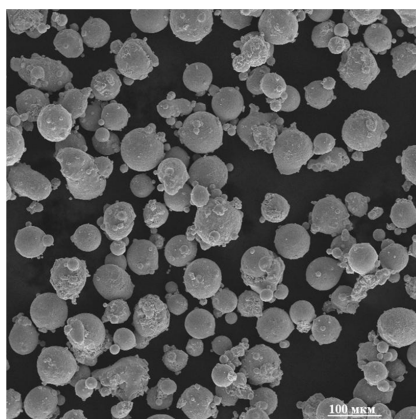


Рис. 1. СЭМ-изображения частиц исследуемого порошка

Fig. 1. SEM images of particles of the investigated powder

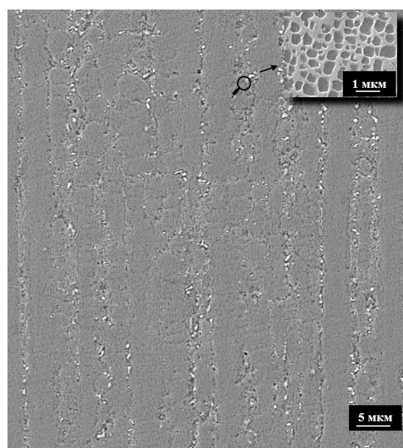


Рис. 2. Структура образца, полученного на установке «ВПЛС Меркурий»

Fig. 2. Structure of sample obtained at the High-Temperature Layer-by-Layer Laser Synthesis Plant “Mercury”

Это, вероятно, связано с тем, что внезапные отклонения от основной ориентации быстро подавляются, за счет чего поддерживается преимущественная направленность.

По результатам рентгенодифракционного фазового анализа, проведенного в поперечных и продольных сечениях компактного образца (рис. 3), также было обнаружено, что структура в исследуемом образце обладает направленностью, а кристаллиты имеют индекс Миллера (100).

Результаты анализа химического состава образцов после СЛП (табл. 2) показывают, что полученные значения в основном соответствуют исходному составу порошка. Концентрации ключевых элементов, таких как Ni, Cr, Co, Al и Ti, близки к эталонным значениям, что указывает на хорошее распределение элементов в процессе СЛП и соответствие химического состава начальным спецификациям. Концентрации Mo и W также близки к исходным значениям. Проведенный анализ подтверждает, что с минимальными отклонениями от эталонных значений химический состав полученных образцов после СЛП соответствует исходным значениям, однако наблюдаются некоторые расхождения в концентрациях Ta. Значения этого элемента, хотя и приближаются к эталонным, все же имеют самые большие отклонения. Это может свидетельствовать о том, что Ta локализуется внутри областей топологически плотно упакованных фаз.

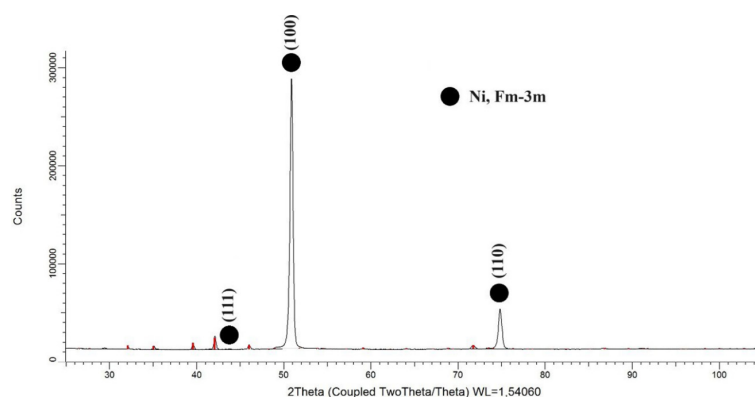


Рис. 3. Результаты дифракционного анализа полученного компактного образца
 Fig. 3. Results of diffraction analysis of the obtained compact sample

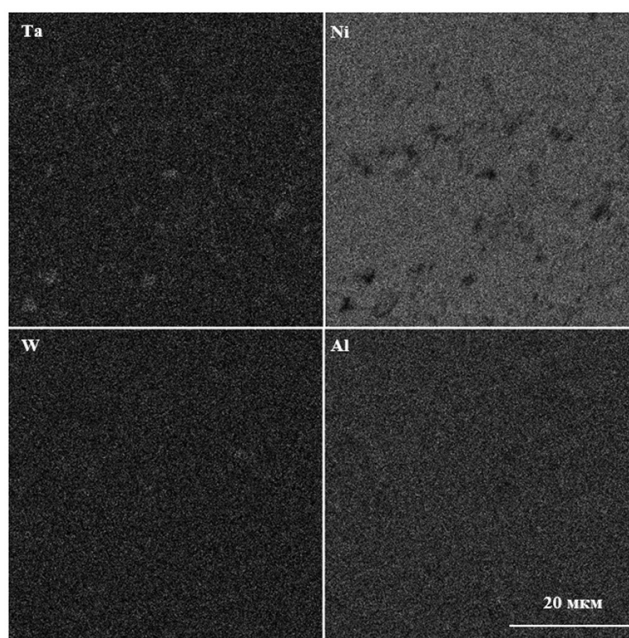


Рис. 4. Карты распределения элементов
 Fig. 4. Maps of elemental composition

Таблица 2

Химический состав образцов

Table 2

Chemical composition of the samples

| Ni | Al | Ti | Cr | Co | Mo | Ta | W |
|------|------|------|-------|------|------|------|------|
| Осн. | 3,16 | 5,63 | 14,27 | 9,33 | 1,86 | 3,62 | 2,84 |

Для более подробного изучения несоответствия содержания Ta в исходном и полученном порошке с помощью ЭДС-анализа было проведено исследование методом распределения элементов посредством элементного картирования (рис. 4). При изучении распределения элементов

было выявлено, что элементы W и Al более равномерно распределяются по объему. Также отчетливо видно обеднение Ni в тех зонах, в которых Ta локализуется внутри областей топологически плотно упакованных фаз. Данная тенденция встречается и в других работах [10–15].

Заключение

В данной работе были изготовлены компактные образцы из порошка отечественного аналога GTD111 методом СЛП на разработанной и произведенной Санкт-Петербургским политехническим университетом совместно с ЗАО «Биоград» (3DLam) установке высокотемпературного послойного лазерного синтеза «ВПЛС Меркурий», позволяющей изготавливать детали газовых турбин из жаропрочных сплавов аддитивным способом. В компактных образцах была получена направленная структура со столбчатыми ячейками γ -твердого раствора, внутри которых присутствует γ' -фаза, характеризующаяся дисперсными выделениями γ' -фазы квазикубоидной формы. Помимо прочего, проведенный сравнительный анализ химического состава полученных в ходе работы образцов и исходного порошка показал повышенную локализацию Ta в топологически плотно упакованные фазы и обеднение в этих зонах Ni. Результаты исследования подчеркивают значимость работы по поиску оптимального химического состава порошка для ЖНС, используемых в СЛП.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Sims C.T. A history of superalloy metallurgy for superalloy metallurgists. *Superalloys* (1984) 399–419. DOI: 10.7449/1984/Superalloys_1984_399_419
- [2] Фоулей Р.У., Дэкер Р.Ф., Симс Ч.Т. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия. 1976. 567 с.
- [3] Бронфин М.Б., Другова И.А. О влиянии легирования на процессы сублимации и диффузии в γ' -фазе никелевых сплавов // Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука. 1978. С. 138–146.
- [4] Воеводенко Д.В., Стариков К.А., Попович А.А. Исследование микроструктуры компактных образцов из экономно-легированного жаропрочного никелевого сплава, полученных методом направленной кристаллизации в процессе селективного лазерного плавления // Глобальная энергия. 2023. Т. 29, № 4. С. 72–82. DOI: 10.18721/JEST.29404
- [5] Erickson G.L. The Development and Application of CMSX®-10. *Superalloys* (1996) 35–44.
- [6] Song W., Wang X.G., Li J.G., Ye L.H., Hou G.C., Yang Y.H., Liu J.L., Liu J.D., Pei W.L., Zhou Y.Z., Sun X.F. Effect of ruthenium on microstructure and high-temperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal superalloys. *Materials Science and Engineering: A*, 772 (2020) 138646. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138646
- [7] Logunov A.V., Shmotin Y.N., Zavodov S.A., et al. Development of SLZhS32 BR economically doped heat-resistant alloy with single-crystal structure. *Inorganic Materials: Applied Research*, 7(4) (2016) 531–535. DOI: 10.1134/S2075113316040183
- [8] Wahl J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX®-7 and CMSX®-8. *Superalloys 2012* (2012) DOI: 10.1002/9781118516430.ch20.
- [9] Zhang G., Zhu R., Xie G., Li S., Sundén B. Optimization of cooling structures in gas turbines: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, 35(6) (2022) 18–46. DOI: 10.1016/j.cja.2021.08.029
- [10] Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2011. № 2. С. 42–46.
- [11] Cheng Y., Zhao X., Xia W., Pan Q., Yue Q., Gu Y., Zhang Z. Effects of Mo addition on microstructure of a 4th generation Ni-based single crystal superalloy. *Progress in Natural Science: Materials International*, 32(6) (2022) 745–751. DOI: 10.1016/j.pnsc.2022.10.001

- [12] Cheng Y., Zhao X., Xia W., Yue Q., Gu Y., Wei X., Bei H., Dang Y., Zhang Z. Effect of Mo on microstructural stability of a 4th generation Ni-based single crystal superalloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 21 (2022) 2672–2681. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.10.072
- [13] Ai C., Li Q., Zhang J., Su H., Yang W., Liu L., Ru Y., Zhang H., Song Y., Chen Y., Li S., Gong S. Effect of substituting Mo for W on γ/γ' partitioning behaviors of alloying elements in heat-treated second generation Ni based single crystal superalloys: An atom probe tomography study. *Intermetallics*, 134 (2021) 107198. DOI: 10.1016/j.intermet.2021.107198
- [14] Ding F., Zhou L., Zhao L., Dou X., Xiao K., Song J., Du J., Jiang G. Theoretical study on the influence of Cr, Mo, and W alloying additions on the helium behavior in nickel. *Journal of Nuclear Materials*, 565 (2022) 153720. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.153720
- [15] Gao S., Song Z.-F., He B., Zhou L.-Zh., Hou J.-S. Effect of Ta addition on solidification microstructure and element segregation of IN617B nickel-base superalloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 32(2) (2022) 559–568. DOI: 10.1016/S1003-6326(22)65815-1

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ВОЕВОДЕНКО Даниил Витальевич — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.
E-mail: voevodenko.daniil@mail.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-3045-5923>

СТАРИКОВ Кирилл Андреевич — младший научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.
E-mail: starikovkirillandreevich@yandex.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-8466-3340>

ПОПОВИЧ Анатолий Анатольевич — директор ИММТ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.
E-mail: popovicha@mail.ru
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

REFERENCES

- [1] C.T. Sims, A history of superalloy metallurgy for superalloy metallurgists. *Superalloys* (1984) 399–419. DOI: 10.7449/1984/Superalloys_1984_399_419
- [2] C.T. Sims, W.C. Hagel, *The Superalloys*. NJ: John Wiley & Sons, Inc. 1972. 614 p.
- [3] M.B. Bronfin, I.A. Drugova, O vliianii legirovaniia na protsessy sublimatsii i diffuzii v γ' -faze nikel'nykh splavov [On the influence of alloying on the processes of sublimation and diffusion in the γ' -phase of nickel alloys] // *Konstruktsionnye i zharoprochnye materialy dlia novoi tekhniki* [Structural and heat-resistant materials for new technology]. Moscow: Nauka. 1978. P. 138–146.
- [4] D.V. Voevodenko, K.A. Starikov, A.A. Popovich, Research of the microstructure of compact samples from economical heat-resistant nickel alloy obtained by directed crystallization in the process of selective laser melting. *Global Energy*, 29(04) (2023) 72–82. DOI: 10.18721/JEST.29404
- [5] G.L. Erickson, The Development and Application of CMSX®-10. *Superalloys* (1996) 35–44.
- [6] W. Song, X.G. Wang, J.G. Li, L.H. Ye, G.C. Hou, Y.H. Yang, J.L. Liu, J.D. Liu, W.L. Pei, Y.Z. Zhou, X.F. Sun, Effect of ruthenium on microstructure and high-temperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal superalloys. *Materials Science and Engineering: A*, 772 (2020) 138646. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138646

- [7] **A.V. Logunov, Y.N. Shmotin, S.A. Zavodov, et al.**, Development of SLZhS32 BR economically doped heat-resistant alloy with single-crystal structure. *Inorganic Materials: Applied Research*, 7(4) (2016) 531–535. DOI: 10.1134/S2075113316040183
- [8] **J.B. Wahl, K. Harris**, New single crystal superalloys, CMSX®-7 and CMSX®-8. *Superalloys 2012* (2012) DOI: 10.1002/9781118516430.ch20.
- [9] **G. Zhang, R. Zhu, G. Xie, S. Li, B. Sundén**, Optimization of cooling structures in gas turbines: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, 35(6) (2022) 18–46. DOI: 10.1016/j.cja.2021.08.029
- [10] **A. Koval, A. Andrienko, S. Gayduk, V. Kononov**, Influence of tantalum on structure and strength properties of cast corrosion-resistant nickel-base superalloy ЖС3ЛС. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2 (2011) 42–46
- [11] **Y. Cheng, X. Zhao, W. Xia, Q. Pan, Q. Yue, Y. Gu, Z. Zhang**, Effects of Mo addition on microstructure of a 4th generation Ni-based single crystal superalloy. *Progress in Natural Science: Materials International*, 32(6) (2022) 745–751. DOI: 10.1016/j.pnsc.2022.10.001
- [12] **Y. Cheng, X. Zhao, W. Xia, Q. Yue, Y. Gu, X. Wei, H. Bei, Y. Dang, Z. Zhang**, Effect of Mo on microstructural stability of a 4th generation Ni-based single crystal superalloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 21 (2022) 2672–2681. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.10.072
- [13] **C. Ai, Q. Li, J. Zhang, H. Su, W. Yang, L. Liu, Y. Ru, H. Zhang, Y. Song, Y. Chen, S. Li, S. Gong**, Effect of substituting Mo for W on γ/γ' partitioning behaviors of alloying elements in heat-treated second generation Ni based single crystal superalloys: An atom probe tomography study. *Intermetallics*, 134 (2021) 107198. DOI: 10.1016/j.intermet.2021.107198
- [14] **F. Ding, L. Zhou, L. Zhao, X. Dou, K. Xiao, J. Song, J. Du, G. Jiang**, Theoretical study on the influence of Cr, Mo, and W alloying additions on the helium behavior in nickel. *Journal of Nuclear Materials*, 565 (2022) 153720. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.153720
- [15] **S. Gao, Z.-F. Song, B. He, L.-Zh. Zhou, J.-S. Hou**, Effect of Ta addition on solidification microstructure and element segregation of IN617B nickel-base superalloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 32(2) (2022) 559–568. DOI: 10.1016/S1003-6326(22)65815-1

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Daniil V. VOEVODENKO – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: voevodenko.daniil@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-3045-5923>

Kirill A. STARIKOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: starikovkirillandreevich@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-8466-3340>

Anatoliy A. POPOVICH – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

Поступила: 05.09.2024; Одобрена: 25.09.2024; Принята: 26.09.2024.

Submitted: 05.09.2024; Approved: 25.09.2024; Accepted: 26.09.2024.

Научная статья

УДК 678

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30406>



О.В. Швецов¹ ✉, М.П. Лебедев²,
Б.С. Ермаков¹, Д.В. Нечаев¹, И.Д. Карнов¹

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

² Федеральный исследовательский центр «Якутский научный центр СО РАН»,
Якутск, Россия

✉ shvec_off@mail.ru

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СТРОИТЕЛЬСТВЕ И ОБУСТРОЙСТВЕ МЕСТОРОЖДЕНИЙ НА МНОГОЛЕТНЕМЕРЗЛЫХ ГРУНТАХ

Аннотация. Современные тенденции развития нефтегазового сектора РФ предопределяют освоение новых месторождений нефти и газа в наиболее удаленных и труднодоступных регионах страны. В основном это северные и северо-восточные территории, отличающиеся практически полным отсутствием транспортных путей, малой численностью населения и сложными геологическими особенностями — многолетнемерзлыми грунтами и высоким уровнем обводнения поверхностного — деятельного — слоя. В работе приведены результаты комплексного исследования влияния этих факторов на работоспособность буронабивных свай фундаментов обустройства месторождений, изготовленных из стеклопластиковых труб. Показана возможность контролировать фактическое состояние материала свай неразрушающим методом, путем установки и исследования деградации свойств образцов-свидетелей. Использование лабораторных исследований для оценки фактического состояния вряд ли следует признавать оптимальным, так как оно требует длительных выдержек образцов материалов в специализированных контейнерах, что достаточно сложно осуществить в условиях производственных лабораторий.

Ключевые слова: многолетнемерзлые грунты, стеклопластиковые трубы, свайные фундаменты, деградация свойств ПКМ в условиях низкотемпературной эксплуатации, водопоглощение, образцы-свидетели.

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания «Разработка моделей деградации служебных свойств металлических и композиционных материалов для строительства в условиях многолетнемерзлых грунтах» (FSEG-2024-0009).

Для цитирования:

Швецов О.В., Лебедев М.П., Ермаков Б.С. и др. Использование полимерных композиционных материалов при строительстве и обустройстве месторождений на многолетнемерзлых грунтах // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 74–86. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30406>

Research article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30406>

O.V. Shvetsov¹ ✉, M.P. Lebedev²,
B.S. Ermakov¹, D.V. Nechaev¹, I.D. Karpov¹

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

² Federal Research Centre “Yakut Scientific Centre of the Siberian Branch
of the Russian Academy of Sciences”, Yakutsk, Russia

✉ shvec_off@mail.ru

USE OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS IN CONSTRUCTION AND DEVELOPMENT OF DEPOSITS ON PERMAFROST SOILS

Abstract. Current trends in the development of the oil and gas sector of the Russian Federation predetermine the development of new oil and gas fields in the most remote and hard-to-reach regions of the country. These are mainly the northern and northeastern territories, characterized by almost complete absence of transport routes, small population and complex geological features – permafrost soils, and high level of waterlogging of the surface – active – layer. The paper presents the results of a comprehensive study of the influence of these factors on the performance of bored piles for the foundations of field development made of fiberglass pipes. The possibility of monitoring the actual state of pile material by non-destructive method, by installing and studying the degradation of properties of witness samples, is shown. The use of laboratory studies to assess the actual state can hardly be considered optimal, since it requires long-exposures of material samples in specialized containers, which is quite difficult to implement in the conditions of production laboratories.

Keywords: permafrost soils, fiberglass pipes, pile foundations, degradation of PCM properties under low-temperature operation conditions, water absorption, witness samples.

Acknowledgements: The research was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state assignment “Development of models of degradation of service properties of metallic and composite materials for construction in permafrost soils” (FSEG-2024-0009).

Citation:

Shvetsov O.V., Lebedev M.P., Ermakov B.S., et al., Use of polymer composite materials in construction and development of deposits on permafrost soils, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 74–86, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30406>

Введение. Начало XXI в. отмечено принципиальным изменением подхода к добыче жидких и газообразных полезных ископаемых на территории РФ, когда основной объем их добычи смещается в наиболее труднодоступные и малонаселенные регионы страны. К настоящему времени большая часть нефти и газа добывается в арктической и субарктической зонах, характеризующихся наличием многолетнемерзлых грунтов (ММГ). Однако даже в северных регионах страны все меньше остается неосвоенных крупных месторождений газа, газового конденсата и нефти. На очереди использование малых и средних месторождений, срок рентабельной эксплуатации которых может составлять всего десять и даже пять лет. Это накладывает определенные ограничения на применяемые технологии, снижает рентабельность добычи и требует разработки новых, менее затратных методов доставки строительных материалов на месторождения, а также повторного использования строительных конструкций и оборудования, которые после исчерпания добычи на одной площадке должны быть перемещены на новый объект. Учитывая, что в РФ зона ММГ занимает значительные территории, распространяющиеся от берегов Белого моря

до Тихого океана, и располагается на глубине от 0,5 до 4,5 м от поверхности грунта, при толщине слоя ММГ от нескольких метров до полутора километров, необходимы специальный анализ и разработка соответствующих подходов к проектированию и строительству добывающих объектов в этом регионе. Среди главных факторов, определяющих надежность эксплуатации оборудования в условиях ММГ, которые должны учитываться при их проектировании, важнейшими являются низкие климатические температуры, глубина и обводненность деятельного слоя грунта — то есть грунта, который расположен у поверхности земли — выше зоны ММГ, и ежегодно оттаивает в летние месяцы года [1, 2].

К числу основных строительных объектов, возводимых при обустройстве месторождений, наиболее ответственными являются промысловые газо- и нефтепроводы, компрессорные и насосные станции, которые, согласно [3], относятся к особо опасным производственным объектам, однако при обустройстве месторождений возводится значительное число вспомогательных сооружений — таких как жилые и производственные комплексы, гаражи, эстакады, смотровые площадки и т.п. Большая часть конструкций при обустройстве месторождений монтируется в наземном исполнении, устанавливается на свайные фундаменты [4], позволяющие получать оптимальное соотношение качества, надежности и экономичности строительных работ, что связано с рядом их преимуществ по сравнению с другими типами фундаментов.

К числу преимуществ использования свайных фундаментов относятся их относительно небольшая стоимость возведения, значительная глубина установки свай, что предотвращает процессы морозного пучения и возникающей при этом неравномерной осадки зданий и сооружений, а также возможность ведения строительных работ в зимние месяцы. Ежегодно в строительных работах при обустройстве новых месторождений нефти и газа используется от нескольких десятков до сотни тысяч свай различного типа, которые необходимо транспортировать на значительные расстояния в зоны с практически полным отсутствием транспортной инфраструктуры [5]. Таким образом оказывается, что свайные фундаменты являются одними из наиболее материалоемких объектов обустройства месторождений. Учитывая сложную логистику и значительные массы перемещаемых материалов, рентабельность строительства объектов добычи и транспортировки добытых продуктов в северных регионах может быть обеспечена только при условии использования высококачественных материалов и конструкций, способных к длительной и безаварийной эксплуатации в условиях ММГ [6, 7].

Как было сказано выше, по условиям использования монтируемого на свайные фундаменты оборудования его можно разделить на две неравные группы по степени ответственности. К первой группе относятся магистральные и другие трубопроводы высокого давления, ряд резервуаров и опор линий электропередач — систем, относящихся к оборудованию особо опасных производственных объектов. Ко второй — свайные фундаменты сооружений вспомогательных систем — технологические трубопроводы водоснабжения и водоотведения, фундаменты площадок установки измерительного оборудования, переходов, систем сбора отходов, жилых и служебных помещений и т. п. Причем следует иметь в виду, что соотношение количества свай первой и второй групп неравно, и доля свай, используемых для обустройства вспомогательного оборудования, значительно превосходит ту, что используется для строительства особо опасных производственных объектов [8]. Одним из путей снижения затрат при обустройстве месторождений является постепенное замещение металлических фундаментных свай на сваи из полимерных композиционных материалов (ПКМ). Подобная замена оказалась возможной благодаря особенностям строительства фундаментов в зоне ММГ, где основным типом свай, используемых в фундаментах, являются буроопускные, не испытывающие в ходе строительства и эксплуатации ударных нагрузок. Доля таких свай при обустройстве месторождений достигает 50–70% [9].

Снижение массы конструкции более чем в три раза по отношению к металлической свае и уменьшение затрат на антикоррозионную обработку делают ПКМ-сваи крайне привлекательными

в первую очередь при обустройстве малых и средних месторождений, расположенных в трудно-доступных местах с практически отсутствующими путями доставки материалов и конструкций.

Первые опыты по применению полимерных композитных труб в качестве свай фундаментов были начаты в 1990-х гг. в США. Основной целью работ явилось определение возможности замены традиционных металлических и бетонных свай на сваи из ПКМ. На основании лабораторных и полигонных испытаний был разработан первый нормативно-технический документ, дающий определение тому, что такое ПКМ-свая, и определяющий условия применения ПКМ в свайных фундаментах — ASTM D7258-17 (Standard Specification for Polymeric Piles). Данный документ описывает требования к ПКМ-сваям, к которым могут быть отнесены два типа конструкций — это изделия, в которых полимерные материалы имеют максимально возможное содержание и которые необходимы для обеспечения жесткости и прочности — то есть обеспечивают несущую способность конструкции; и изделия, в которых более 50% свай по массе или объему изготовлены из полимерного материала, чаще всего эта группа конструкций относится к бетонно-полимерным сваям [10].

Главными из проблем, ограничивающих возможность применения свайных фундаментов в условиях многолетнемерзлых грунтов в нашей стране, являются как отсутствие соответствующей нормативно-технической документации, так и отсутствие данных о деградации их механических, в первую очередь прочностных свойств и невозможность оценки их фактического состояния в ходе длительной эксплуатации.

Целью настоящей работы явилась оценка деградации материала ПКМ-свай, изготовленных из труб, произведенных из стеклопластика методом мокрой намотки, эксплуатация которых планируется в условиях самых северных месторождений, разрабатываемых в настоящее время в нашей стране — на полуострове Ямал, а также оценка возможности использования результатов лабораторных испытаний и испытаний образцов-свидетелей при прогнозировании срока службы и деградации свойств полимерных композитных конструкций, эксплуатирующихся в условиях многолетнемерзлых грунтов.

Методы и материалы

Для проведения исследований были использованы стеклопластиковые трубы с трехслойной намоткой стеклоткани наполнителя. Диаметр труб составил 219 мм, толщина стенки — ~ 4 мм. Длина исходных труб составляла 6 м, часть трубы длиной 4,5 м использовалась для изготовления полноразмерных макетов свай; из оставшейся части были изготовлены образцы-свидетели и образцы для лабораторных испытаний.

Исследования деградации свойств материала были проведены двумя методами — в лабораторных условиях, максимально имитирующих наиболее жесткие условия эксплуатации свай в климате северных месторождений нефти и газа — то есть в диапазоне температур +20...–60°C и повышенной обводненности грунтов [11], и на полигоне. Для проведения полигонных исследований были изготовлены полноразмерные макетные образцы свай (рис. 1), которые были установлены буропускным способом на климатическом полигоне ЯНЦ СО РАН (г. Якутск).

Общая длина макета составляла 4,5 м, глубина погружения — 4 м. Выбор места полигонных исследований был обусловлен двумя факторами — близостью полигона ЯНЦ СО РАН к территории вокруг реки Мессояха (полуостров Ямал) по составу, уровню обводненности и глубине залегания ММГ [11] и высоким уровнем специалистов и оснащенности самого полигона.

Для лабораторных исследований были использованы образцы-вырезки из труб. Учитывая особенности эксплуатации свай на макетных образцах, были выделены четыре зоны контроля: первая — выше поверхности земли; вторая — на глубине 0,3 м от поверхности; третья — на глубине 2,8 м (глубина ежегодного оттаивания грунта на полигоне составляет 3,0–3,3 м) и четвертая — ниже уровня ежегодного оттаивания на глубине 3,6 м (рис. 2). Всего было установлено семь макетов

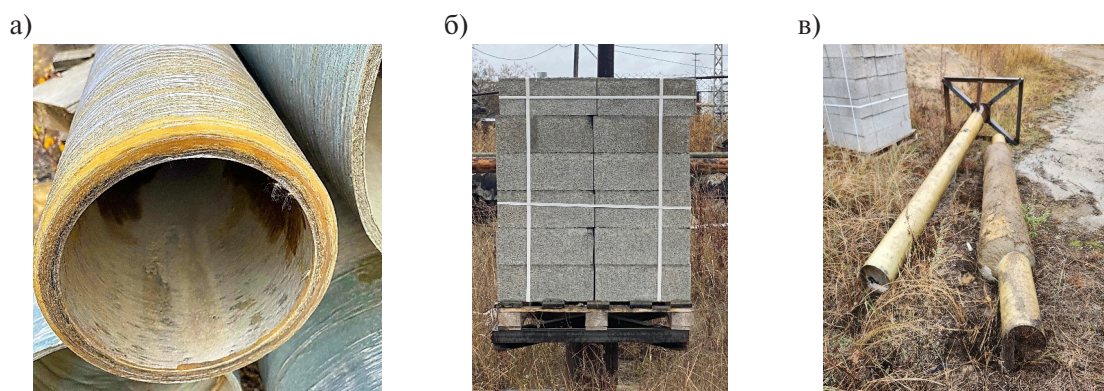


Рис. 1. Стеклопластиковые трубы до погружения (а), во время экспозиции (б) и после 742-дневной экспозиции на полигоне ЯНЦ СО РАН (в)

Fig. 1. Fiberglass pipes before immersion (a), during exposure (b) and after 742 days of exposure at the Yakut Scientific Centre of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences test site (c)

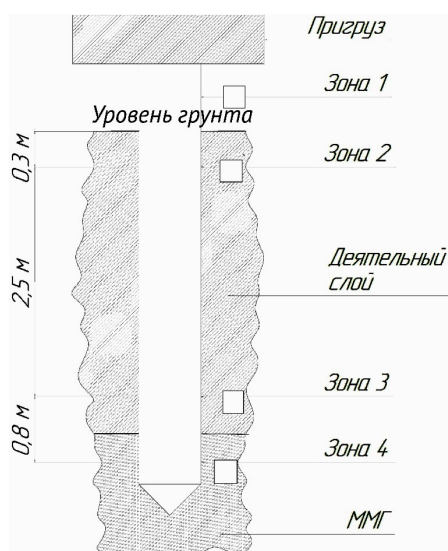


Рис. 2. Схематичное изображение установки образцов-свидетелей относительно расположения макета свай

Fig. 2. Schematic representation of the installation of witness samples relative to the location of the pile model

свай, после двух лет экспонирования три из них были извлечены; извлечение оставшихся четырех свай и образцов-свидетелей планируется в 2025 и 2026 гг.

Для получения точных значений диапазона изменений температуры в контрольных зонах были установлены термодатчики, позволяющие зафиксировать сезонные изменения температур грунта и воздуха в период эксплуатации. Изготовление и установка макетов свай были проведены в июне 2022 г. и осуществлялись в соответствии с требованиями [12]. Для получения более полной информации об изменении свойств материала свай в ходе экспозиции на тех же глубинах были установлены образцы-свидетели, вырезанные из труб. Торцевые поверхности образцов-свидетелей после вырезки были закрыты гидрофобным водоотталкивающим лаком. Образцы-свидетели изымались каждые шесть месяцев (в декабре 2022 г., в июне и декабре 2023 г., июне 2024 г.).

В качестве параметра деградации свойств ПКМ было принято изменение предела прочности в исходном состоянии поставки труб и после различных типов воздействия. Методика испытаний

ПКМ достаточно подробно описана в работах [11, 12] и заключалась в испытаниях образцов в соответствии с требованиями ГОСТ 56785-2015, ГОСТ 32656-2017 и в определении механических характеристик при комбинированной сжимающей нагрузке в соответствии с требованиями ГОСТ Р 56812-2015. Температура испытаний изменялась от +20 до –60°C.

Результаты

Результатами предварительных испытаний было установлено, что предел прочности материала стеклопластиковых труб в состоянии поставки при +20°C составил при растяжении 143 МПа, при изгибе – 176 МПа, при сжатии – 275 МПа; при температуре –60°C – 180, 195 и 286 МПа соответственно.

Учитывая высокую влажность грунтов северных территорий и тот факт, что все ПКМ в той или иной степени подвержены водонасыщению, приводящему к снижению их механических характеристик [13], в работе было проведено лабораторное исследование уровня водопоглощения (ГОСТ 4650-2014) заранее изготовленных образцов материала трубы и влияния этого фактора на механические свойства ПКМ. В соответствии с требованиями ГОСТ 4650-2014 испытываемые образцы погружались в дистиллированную воду с температурой +23±2°C и выдерживались в ней 10, 50, 100, 180 и 365 дней. Резаные торцы образцов также закрывались водоотталкивающим лаком (табл. 1).

Таблица 1

Механические свойства ПКМ в зависимости от уровня водопоглощения

Table 1

Mechanical properties of PCM depending on the level of water absorption

| Вид испытаний | T, °C | Число дней экспозиции в жидкости | | | | |
|------------------------------|-------|----------------------------------|-------|-------|-------|-------|
| | | 10 | 50 | 100 | 180 | 365 |
| Растяжение, σ_b , МПа | +20 | 139 | 137 | 134 | 131 | 128 |
| | –60 | 174 | 169 | 164 | 160 | 156 |
| Изгиб, σ_b , МПа | +20 | 170 | 162 | 158 | 157 | 156 |
| | –60 | 194 | 187 | 182 | 177 | 173 |
| Сжатие, σ_b , МПа | +20 | 273 | 267 | 262 | 259 | 257 |
| | –60 | 286 | 279 | 273 | 269 | 265 |
| Водопоглощение, % | +23±2 | 0,096 | 0,181 | 0,269 | 0,373 | 0,488 |

В табл. 2 показаны уровни водопоглощения образцов-свидетелей и материала сваи, полученные после экспозиции на полигоне. Установлено, что интенсивность водопоглощения образцов-свидетелей, размещенных в зоне II, максимальна по величине и практически соответствует результатам, полученным в лабораторных условиях (табл. 1 и 2).

На рис. 3 показано влияние водопоглощения на деградацию свойств образцов свидетелей в зависимости от длительности экспозиции. Как следует из представленных данных, максимальная интенсивность деградационных процессов, связанных с потерей прочности материала, была обнаружена в зоне II – зоне, расположенной на глубине 0,3 м ниже уровня грунта – то есть там, где был отмечен максимальный объем водопоглощения. Такие же результаты были получены при анализе материала сваи после двухлетней экспозиции (табл. 3), поэтому именно эти данные должны быть приняты за базовые значения уровня водопоглощения ПКМ-свай, а деградация прочностных свойств, полученная после испытаний материала этой зоны, должна быть использована при расчете длительной прочности и ресурса ПКМ-свай.

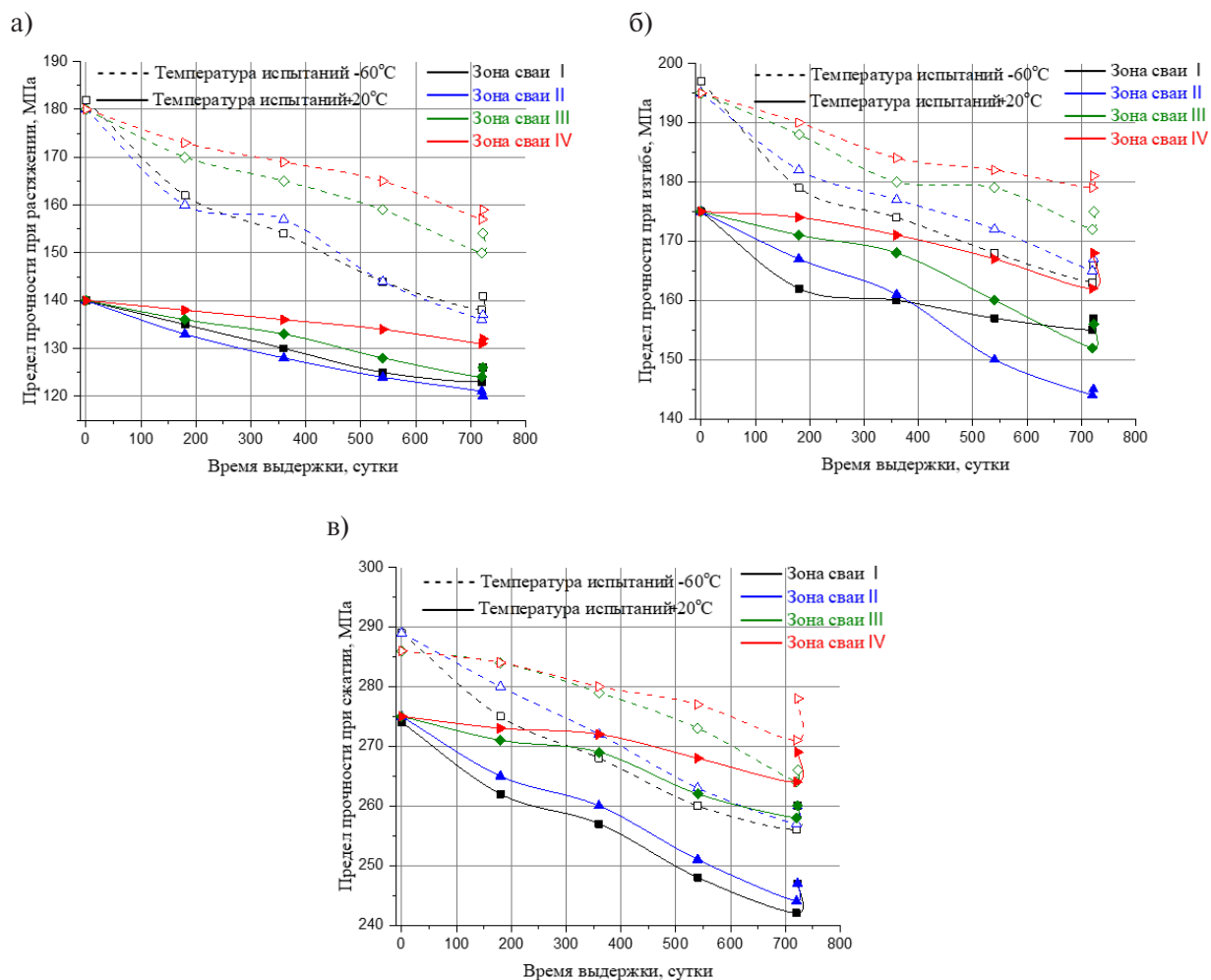


Рис. 3. Изменение предела прочности при растяжении (а); изгибе (б); сжатии (в) образцов-свидетелей в зависимости от длительности экспозиции и имитации соответствующей зоны сваи

Fig. 3. Change in the tensile strength (a); bending (b); compression (c) of witness samples depending on the exposure duration and imitation of the corresponding pile zone

Таблица 2

Уровень водопоглощения образцов-свидетелей и материала сваи

Table 2

Water absorption level of witness samples and pile material

| Участок контроля (рис. 2) | Число дней экспозиции образцов свидетелей | | | | Свая |
|---------------------------|---|-------|-------|-------|-------|
| | 180 | 365 | 555 | 730 | |
| I | 0,264 | 0,471 | 0,556 | 0,642 | 0,624 |
| II | 0,361 | 0,483 | 0,598 | 0,707 | 0,697 |
| III | 0,218 | 0,312 | 0,418 | 0,502 | 0,489 |
| IV | 0,103 | 0,177 | 0,211 | 0,224 | 0,217 |

Изменение предела прочности при растяжении, изгибе и сжатии образцов-свидетелей в зависимости от длительности экспозиции и имитации соответствующей зоны сваи приведена на рис. 3.

Таблица 3

Предел прочности материала сваи после экспозиции в течение 742 дней

Table 3

Tensile strength of pile material after 742 days of exposure

| Вид испытаний | Т, °С | Контрольный участок | | | | Исходное состояние |
|------------------------------|-------|---------------------|-----|-----|-----|--------------------|
| | | I | II | III | IV | |
| Растяжение, σ_b , МПа | +20 | 126 | 122 | 126 | 132 | 143 |
| | –60 | 141 | 137 | 154 | 159 | 180 |
| Изгиб, σ_b , МПа | +20 | 157 | 145 | 156 | 168 | 176 |
| | –60 | 166 | 167 | 175 | 181 | 195 |
| Сжатие, σ_b , МПа | +20 | 247 | 247 | 260 | 269 | 275 |
| | –60 | 260 | 260 | 266 | 278 | 286 |

Сравнительный анализ результатов испытаний образцов-свидетелей и материала сваи с результатами лабораторных испытаний представлен в табл. 4.

Таблица 4

Сравнительный анализ результатов испытаний образцов-свидетелей
и материала сваи и лабораторных образцов

Table 4

Comparative analysis of test results of witness samples and pile material and laboratory samples

| Вид испытаний | Т, °С | Число дней экспозиции | | | | | | | | |
|------------------------------|-------|-----------------------|-------|---|-------|-------|---|-----------|-------|-------|
| | | 180 | | | 365 | | | 730/742** | | |
| | | 1* | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 |
| Растяжение, σ_b , МПа | +20 | 131 | 133 | — | 128 | 128 | — | — | 121 | 122 |
| | –60 | 160 | 160 | — | 156 | 157 | — | — | 136 | 137 |
| Изгиб, σ_b , МПа | +20 | 157 | 167 | — | 156 | 161 | — | — | 144 | 145 |
| | –60 | 177 | 182 | — | 173 | 177 | — | — | 166 | 167 |
| Сжатие, σ_b , МПа | +20 | 259 | 265 | — | 257 | 260 | — | — | 244 | 247 |
| | –60 | 269 | 280 | — | 265 | 272 | — | — | 257 | 260 |
| Водопоглощение, % | | 0,373 | 0,311 | — | 0,488 | 0,483 | — | — | 0,707 | 0,698 |

Примечание: *1 – лабораторные испытания, 2 – образцы-свидетели (зона II), 3 – свая (зона II); ** 730 дней – время экспозиции образцов-свидетелей, 742 дня – время экспозиции свай.

Анализ представленных результатов позволяет утверждать, что полученные на образцах-свидетелях и материале сваи данные практически совпадают между собой, что подтверждает возможность контроля фактического состояния фундаментов из буроопускных ПКМ-свай, расположенных в зоне ММГ путем установки в непосредственной близости от свай образцов-свидетелей, а максимальный уровень деградации свойств, обнаруженный в зоне II сваи и на образце-свидетеле, расположенном на той же глубине, позволяет обоснованно указать на место заложения образцов-свидетелей для неразрушающего контроля фундамента, изготовленного из ПКМ-свай.

Обсуждение

В результате проведенных лабораторных и полигонных исследований установлено, что накопление влаги в стеклопластике оказывает негативное воздействие на его механические свойства, что связано с процессами диффузии воды вдоль нитей наполнителя к гидрофильным примесям смолы. Это приводит к образованию различного типа дефектов – трещин и пор – в основе материала, к расслоениям, к разрыву нитей тканого наполнителя и, как следствие, к нарушениям его целостности, особо интенсивным при пониженных климатических температурах [16].

Таким образом, предположение о влиянии процесса водопоглощения на снижение механических свойств ПКМ было полностью подтверждено результатами испытаний, однако абсолютная величина снижения прочности ПКМ после длительных испытаний в лабораторных условиях и экспонирования на полигоне не привела к катастрофическому снижению свойств, что хорошо соотносится с результатами, опубликованными в работах [13–15, 17, 18] и исследованиях других авторов.

Суммарное снижение предела прочности стеклопластика за исследуемый период времени составило не более 10%, дальнейшее падение прочности ПКМ достаточно легко прогнозируется. Так, в пределах 25 лет эксплуатации снижение прочности ПКМ-свай не должно составить более 25%, что легко можно будет проконтролировать испытаниями установленных около фундаментов образцов-свидетелей.

Данное предположение подтверждается результатами испытаний, показавшими, что максимальный объем поглощения воды и максимально быстрое падение прочности стеклопластика отмечается во время первых 180 дней испытаний – когда процесс водопоглощения протекает наиболее интенсивно; при больших временах выдержек образцов в дистиллированной воде и экспозиции образцов-свидетелей на полигоне интенсивность водопоглощения и снижения механических свойств постепенно ослабевает. Это связано с завершением процесса насыщения влагой поверхностных слоев ПКМ уже в первые 180 дней выдержек и затруднением диффузии воды во внутренние, удаленные от поверхности слои ПКМ и хорошо согласуется с данными, приведенными в [13].

Также результаты, полученные на лабораторных образцах, показали незначительно больший уровень деградации прочности материала, особенно заметный для испытаний на изгиб и сжатие, однако разница в полученных результатах невелика и не превышает 5%.

Выводы

По результатам исследований было показано, что повышенная обводненность грунтов северных территорий приводит к деградации механических свойств ПКМ, применяемых для свай, и требует дополнительного контроля их фактического состояния в ходе длительной эксплуатации.

Вопрос о неразрушающем контроле фактического состояния и оценке остаточного ресурса ПКМ-свай может быть достоверно решен путем постоянно-периодического контроля состояния и свойств образцов-свидетелей, установленных в непосредственной близости от эксплуатируемого фундамента, а получение данных о зоне, где деградация свойств материала идет с максимальной скоростью, определяет место заложения таких образцов.

Использование лабораторных исследований для оценки фактического состояния вряд ли следует признать оптимальным, так как оно требует длительных выдержек образцов материалов в специализированных контейнерах, что достаточно сложно осуществить в условиях производственных лабораторий.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Преснов О.М., Иванова Л.А., Бычкова С.И., Ломова Д.А. Свая на вечномёрзлом грунте // Экономика строительства. 2022. № 1. С. 41–45.
- [2] Алексеева О.И., Балобаев В.Т. Информационные модели криосферы Земли // Криосфера Земли. 2002. Т. 6, № 1. С. 62–71.
- [3] Ефимов Е.А., Кириллов В.Н., Николаев Е.В., Шведкова А.К., Коренькова Т.Г., Деев И.С., Добрянская О.А. К вопросу о методике проведения натурных климатических испытаний полимерных композиционных материалов // Гидроавиасалон-2010. 2010. С. 102–106.
- [4] Туйсина Е.Б., Сулейманов А.М. Моделирование работы полимерных композиционных материалов в напряженно-деформированном состоянии под воздействием агрессивных сред. Часть 2. Метод прогнозирования долговечности полимеркомпозитной арматуры // Известия КГАСУ. 2019. Т. 2, № 48. С. 255–262.
- [5] Спиридонов А.А., Фадеев А.М. Системное развитие транспортной инфраструктуры в Арктике // Арктика 2035: актуальные вопросы, проблемы, решения. 2022. Т. 4, № 12. С. 31–37. DOI: 10.51823/74670_2022_4_31
- [6] Притула В.В. Коррозионная ситуация на газонефтепроводах России и их промышленная безопасность // Трубопроводный Транспорт: Теория и Практика. 2015. № 2. С. 6–10.
- [7] Гуляев А.С. Влияние почв на коррозию стальных труб. Моделирование стресс-коррозионных процессов // Аналитика. 2017. № 6. С. 74–77. DOI: 10.22184/2227-572X.2017.37.6.74.77
- [8] Федеральное агентство по техническому регулированию и метрологии (РОССТАНДАРТ). Устройство месторождений нефти на суше. Технологическое проектирование. ГОСТ 58367–2019. 2019. 124 с.
- [9] Бояринцев А.В. Репрезентативный анализ опыта строительства фундаментов на многолетне-мёрзлых грунтах // Вестник ПНИПУ. Строительство и архитектура. 2019. Т. 10, № 1. С. 57–68. DOI: 10.15593/2224-9826/2019.1.06
- [10] Валиев Ш.Н., Михалдыкин Е.С., Васильев А.И. Испытания трубобетонных элементов с оболочкой из полимерных композиционных материалов как несущих конструкций малых мостовых сооружений // Вестник МАДИ. 2016. № 4. С. 88–98.
- [11] Московченко Д.В. Биогеохимические особенности почв бассейна реки Мессояха (Тазовский район Ямало-Ненецкого автономного округа). Вестник Тюменского государственного университета. Серия: Экология и природопользование. 2016. Т. 2, № 2. С. 8–21. DOI: 10.21684/2411-7927-2016-2-2-8-21
- [12] Таргулян Ю.О., Высоцкий Д.П., Неклюдов В.С. Рекомендации по устройству свайных фундаментов в вечномёрзлых грунтах. М.: НИИОСП, 1985. 39 с.
- [13] Корецкая Л., Александрова Т. Влияние воды на свойства стеклопластиков // Полимерные трубы. 2011. № 1. С. 38–41.
- [14] Францев М.Э., Кирейнов А.В. Результаты сравнительных испытаний композиционных материалов судостроительного назначения на основе стеклянных и базальтовых волокон на полиэфирном связующем на водопоглощение // Транспортные системы. 2019. № 1. С. 41–48. DOI: 10.46960/62045_2019_1_41
- [15] Старцев О.В., Лебедев М.П., Кычкин А.К. Старение полимерных композиционных материалов в условиях экстремально холодного климата // Известия АлтГУ. Физика. 2020. № 1 (111). С. 41–51. DOI: 10.14258/izvasu(2020)1-06
- [16] Al-Darraj F., Sadique M., Čebašek T.M., Ganguli A., Yu Z., Hashim K. A Systematic Review of the Geotechnical and Structural Behaviors of Fiber-Reinforced Polymer Composite Piles, Geosciences, 13(3) (2023) 78. DOI: 10.3390/geosciences13030078
- [17] Al Rashid A., Koç M. Creep and recovery behavior of continuous fiber-reinforced 3DP composites, Polymers, 13(10) (2021) 1644. DOI: 10.3390/polym13101644

[18] **Waqar M., Memon A.M., Sabih M., Alhems L.M.** Composite pipelines: Analyzing defects and advancements in non-destructive testing techniques, *Engineering Failure Analysis*, 157 (2024) 107914. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2023.107914

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ШВЕЦОВ Олег Викторович — инженер-исследователь, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: shvec_off@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9368-4074>

ЛЕБЕДЕВ Михаил Петрович — генеральный директор, Федеральный исследовательский центр «Якутский научный центр СО РАН», д-р техн. наук.

E-mail: m.p.lebedev@mail.ru

ЕРМАКОВ Борис Сергеевич — главный научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.

E-mail: ermakov55@bk.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-0932-2408>

НЕЧАЕВ Даниил Валерьевич — инженер-исследователь, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: nechaev_dv@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5997-143X>

КАРПОВ Иван Дмитриевич — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: karpov_id@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7474-8463>

REFERENCES

- [1] **O.M. Presnov, L.A. Ivanova, S.I. Bychkovskaya, D.A. Lomova**, Pile on permafrost soil, *Construction Economy*, 1 (2022) 41–45.
- [2] **O.I. Alekseyeva, V.T. Balobayev**, Information models of the Earth cryosphere, *Earth's Cryosphere*, 6(1) (2002) 62–71.
- [3] **E.A. Efimov, V.N. Kirillov, E.V. Nikolaev, A.K. Shvedkova, T.G. Koren'kova, I.S. Deev, O.A. Dobrianskaia**, K voprosu o metodike provedeniia naturnykh klimaticheskikh ispytaniy polimernykh kompozitsionnykh materialov [On the issue of the methodology for conducting natural climatic tests of polymer composite materials], *Gidroaviasalon-2010 [Hydroaviation salon 2010]*, (2010) 102–106.
- [4] **E.B. Tuisina, A.M. Suleimanov**, Simulation of polymer composite materials in the stress-strain state under the influence of aggressive media. Part 2. Method for predicting the durability of fiber reinforced polymer, *News of the Kazan State University of Architecture and Engineering*, 2(48) (2019) 255–262.
- [5] **A.A. Spiridonov, A.M. Fadeev**, Systematic development of transport infrastructure in the Arctic, *Arctic 2035: current issues, problems, solutions*, 4(12) (2022) 31–37. DOI: 10.51823/74670_2022_4_31
- [6] **V.V. Pritula**, Situation with corrosion on the Russian gas and oil pipelines and with their industrial safety, *Pipeline Transport: Theory and Practice*, 2 (2015) 6–10.
- [7] **A.S. Gulayev**, Effect of soils on the corrosion of steel pipes. Modeling stress-corrosion processes, *Analytics*, 6 (2017) 74–77. DOI: 10.22184/2227-572X.2017.37.6.74.77

- [8] Federal Agency on Technical Regulating and Metrology (ROSSTANDART). Engineering process for onshore oil fields. Technological design. GOST 58367-2019. 2019. 124 p.
- [9] **A.V. Boyarintsev**, Representational analysis of the experience of building foundations on frozen soils, Bulletin of PNRPU. Construction and Architecture, 10(1) (2019) 57–68. DOI: 10.15593/2224-9826/2019.1.06
- [10] **Sh.N. Valiev, E.S. Mikhaldykin, A.I. Vasiliev**, Test of concrete filling fiber reinforcement plastic tube, as load-bearing structures of small bridges, Vestnik MADI, 4 (2016) 88–98.
- [11] **D.V. Moskovchenko**, Biogeochemical properties of the soils of Messoyakha river basin (Tazovsky district of Yamal-Nenets autonomous area), Tyumen State University Herald. Natural Resource Use and Ecology, 2(2) (2016) 8–21. DOI: 10.21684/2411-7927-2016-2-2-8-21
- [12] **Iu.O. Targulian, D.P. Vysotskii, V.S. Nekliudov**, Rekomendatsii po ustroistvu svainykh fundamentov v vechnomerzlykh gruntakh [Recommendations for the construction of pile foundations in permafrost soils], Moscow: NIOSP, 1985. 39 p.
- [13] **L. Koretskaya, T. Aleksandrova**, Vliianie vody na svoistva stekloplastikov [The influence of water on the properties of fiberglass], Plastic Pipes, 1 (2011) 38–41.
- [14] **M.E. Frantsev, A.V. Kireinov**, Rezul'taty sravnitel'nykh ispytaniy kompozitsionnykh materialov sudostroitel'nogo naznachenii na osnove stekliannykh i bazal'tovykh volokon na poliefirnom svyazuiushchem na vodopogloshchenie [Results of comparative tests of composite materials for shipbuilding purposes based on glass and basalt fibers on a polyester binder for water absorption], Transportnye sistemy [Transport systems], 1 (2019) 41–48. DOI: 10.46960/62045_2019_1_41
- [15] **O.V. Startsev, M.P. Lebedev, A.K. Kychkin**, Aging of Polymer Composites in Extremely Cold Climates, Izvestiya of Altai State University, 1(111) (2020) 41–51. DOI: 10.14258/izvasu(2020)1-06
- [16] **F. Al-Darraj, M. Sadique, T.M. Čebašek, A. Ganguli, Z. Yu, K. Hashim**, A Systematic Review of the Geotechnical and Structural Behaviors of Fiber-Reinforced Polymer Composite Piles, Geosciences, 13(3) (2023) 78. DOI: 10.3390/geosciences13030078
- [17] **A. Al Rashid, M. Koç**, Creep and recovery behavior of continuous fiber-reinforced 3DP composites, Polymers, 13(10) (2021) 1644. DOI: 10.3390/polym13101644
- [18] **M. Waqar, A.M. Memon, M. Sabih, L.M. Alhems**, Composite pipelines: Analyzing defects and advancements in non-destructive testing techniques, Engineering Failure Analysis, 157 (2024) 107914. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2023.107914

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Oleg V. SHVETSOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: shvec_off@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9368-4074>

Mikhail P. LEBEDEV – *Federal Research Centre “Yakut Scientific Centre of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences”.*

E-mail: m.p.lebedev@mail.ru

Boris S. ERMAKOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: ermakov55@bk.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-0932-2408>

Daniil V. NECHAEV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: nechaev_dv@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5997-143X>

Ivan D. KARPOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: karpov_id@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7474-8463>

Поступила: 25.10.2024; Одобрена: 15.11.2024; Принята: 20.11.2024.


Submitted: 25.10.2024; Approved: 15.11.2024; Accepted: 20.11.2024.

Научная статья

УДК 669.017.3

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30407>



О.Г. Зотов, Н.А. Голубков,
С.А. Блинов , А.М. Левитский

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

 blinov_sa@spbstu.ru

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В РАВНОВЕСНОМ И НЕРАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ В ИЗДЕЛИЯХ ИЗ СТАЛИ 40С2


Аннотация. В данной работе были изучены процессы формирования микроструктуры стали 40С2 в зависимости от различных скоростей охлаждения. Работа началась с построения политермического разреза равновесной диаграммы состояния для рассматриваемого химического состава стали с использованием программы Thermo-Calc. Это позволило определить температуры начала и конца фазовых превращений. Затем была исследована микроструктура стали при различных скоростях охлаждения: 1, 10, 20, 50 и 100 °С/с. Каждая из этих скоростей охлаждения привела к образованию в стали различных структурных элементов, таких как феррит, перлит и мартенсит. Эти структурные изменения непосредственно влияют на механические характеристики материала, такие как прочность и твердость. В итоге была построена термокинетическая диаграмма распада аустенита для стали 40С2. Эта диаграмма отражает зависимость между температурой и временем, необходимым для превращения аустенита в более стабильные фазы при различных скоростях охлаждения. Результаты исследования имеют большое значение для понимания и оптимизации технологий термообработки с учетом требований к заданным механическим свойствам конечной продукции.

Ключевые слова: термокинетическая диаграмма, микроструктура, скорость охлаждения, клемма.

Для цитирования:

Зотов О.Г., Голубков Н.А., Блинов С.А., Левитский А.М. Особенности фазовых превращений в равновесном и неравновесном состоянии в изделиях из стали 40С2 // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 87–95. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30407>



*O.G. Zotov, N.A. Golubkov,
S.A. Blinov , A.M. Levitsky*

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

 blinov_sa@spbstu.ru

FEATURES OF PHASE TRANSFORMATIONS IN EQUILIBRIUM AND NONEQUILIBRIUM STATE IN 40C2 STEEL PRODUCTS

Abstract. In this paper, the processes of microstructure formation in 40C2 steel depending on various cooling rates were studied. The study began with constructing a polythermal section of the equilibrium phase diagram for the given chemical composition of steel using Thermo-Calc software. This made it possible to determine the temperatures at the start and end of phase transformations. Next, the microstructure of steel was examined at various cooling rates: 1, 10, 20, 50 and 100 °C/s. Each of these cooling rates led to the formation of different structural elements in steel, such as ferrite, pearlite and martensite. These structural changes directly affect the mechanical properties of the material, such as strength and hardness. As a result, a thermokinetic diagram of austenite decomposition for 40C2 steel was constructed. This diagram reflects the relationship between temperature and time required to transform austenite into more stable phases at various cooling rates. The results of the study are of significant importance for understanding and optimizing heat treatment technologies in accordance with the requirements for the specified mechanical properties of the final product.

Keywords: thermokinetic diagram, microstructure, cooling rate, clip.

Citation:

Zotov O.G., Golubkov N.A., Blinov S.A., Levitsky A.M., Features of phase transformations in equilibrium and nonequilibrium state in 40C2 steel products, Global Energy, 30 (04) (2024) 87–95, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30407>

Введение. Строительство новых высокоскоростных железнодорожных магистралей и повышение грузооборота обуславливают повышение требований к надежности рельсового скрепления, основным элементом которого является пружинный элемент — клемма.

В настоящее время изготовление клемм производится из стали 40C2, которая обладает оптимальным соотношением прочности, упругости и пластичности после термической обработки, заключающейся в закалке и отпуске [1–11]. Однако получаемые свойства не удовлетворяют возросшим требованиям к рельсовому скреплению. По этой причине в данной работе была поставлена задача повышения комплекса свойств железнодорожных клемм за счет корректировки режимов термической обработки [12, 13].

Выбор режима термической обработки, позволяющий гарантировано получать требуемую структуру и свойства материала, осуществляется на основе знаний о фазовых превращениях, реализующихся как при равновесных условиях, так и при различных условиях нагрева—охлаждения. Эти данные отражены в равновесных и термокинетических диаграммах распада аустенита для каждой конкретной марки стали. В работах [14, 15] представлены термокинетические диаграммы распада аустенита для стали 40C2. Однако химические составы сталей несколько отличаются от исследуемого в данной работе, и предварительные результаты показали отсутствие корреляции литературных данных с экспериментом.

Поэтому в данной работе были построены равновесная и метастабильная диаграммы распада аустенита для конкретного химического состава стали 40С2.

Для достижения поставленной цели в данной работе решались следующие задачи:

- 1) построение политермического разреза равновесной диаграммы состояния стали 40С2;
- 2) построение термокинетической диаграммы распада аустенита для стали 40С2.

Экспериментальная часть

Исследования проводили на заготовках проката диаметром 18 мм производства ПАО «Северсталь-Метиз». Исследуемые заготовки соответствуют требованиям ТУ 1150-168-01124323-2003. Химический состав заготовок приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 40С2

Table 1

Chemical composition of steel 40C2

| Содержание элементов, масс. % | | | | | | | | |
|-------------------------------|-----------|-----------|-------------|-------------|-----------|-----------|-----------|-------------|
| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Cu | Al |
| 0,40–0,41 | 1,57–1,60 | 0,66–0,70 | 0,008–0,012 | 0,004–0,008 | 0,08–0,09 | 0,06–0,08 | 0,12–0,16 | 0,005–0,009 |

Построение политермического разреза равновесной диаграммы состояния стали 40С2

Политермический разрез равновесной диаграммы состояния для химического состава, соответствующего стали 40С2, был построен с помощью программы Thermo-Calc, диаграмма представлена на рис. 1.

Как видно из представленной диаграммы, сталь, содержащая около 0,4% С, при охлаждении из аустенитной области претерпевает сначала ферритное, а затем перлитное превращение. При этом начало ферритного превращения происходит при температуре около 820°С (температура A_3). Следовательно, при нагреве под закалку температура должна быть как минимум 840°С. В противном случае в структуре стали будут присутствовать включения феррита, что негативно отразится на твердости и упругих свойствах стали.

Дилатометрические исследования и построение термокинетической диаграммы распада аустенита стали 40С2

Дилатометрические исследования образцов заключались в нагреве до 1020°С со скоростью 50 °С/с и охлаждении со скоростями 1, 10, 20, 50, 100 °С/с в вакууме 10^{-6} Торр.

В качестве дилатометра использовался модуль Pocket Jaw испытательного комплекса Gleeble 3800. Данная установка позволяет проводить исследования при высоких температурах (вплоть до температур плавления), различных степенях деформации и скоростях охлаждения. При этом все параметры, включая температуры, скорости нагрева и охлаждения, время выдержки, степени и скорости деформации, могут меняться в очень широких пределах и точно контролируются. В нашем случае измерения деформации осуществлялись специальными дилатометрическими датчиками в поперечном сечении образца. Для точности измерений термopара была приварена к образцу в месте крепления датчика деформаций. Запись дилатометрической кривой осуществлялась в автоматическом режиме.

В результате проведенных испытаний были построены дилатограммы и определены температуры фазовых превращений.

THERMO-CALC (2011.06.14:15.27) :
 DATABASE:OTCFE
 W(MN)=7E-3, W(SI)=1.6E-2, P=100000, N=1.;

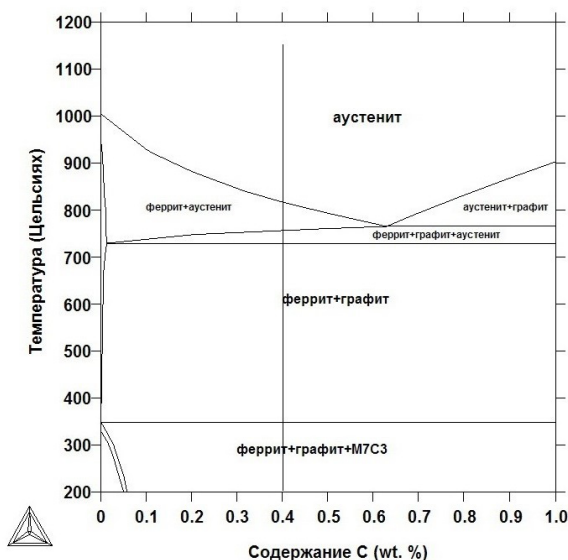


Рис. 1. Политермический разрез равновесной диаграммы состояния для стали 40C2
 (графит – цементит, M7C3 – карбиды Cr_7C_3)

Fig. 1. Polythermal section of the equilibrium state diagram for 40C2 steel
 (graphite – cementite, M7C3 – carbides Cr_7C_3)

После проведения дилатометрических исследований была изучена микроструктура и измерена твердость образцов.

Изготовление шлифов производилось на оборудовании фирмы АТМ, Германия. Резка осуществлялась на установке прецизионной резки BRILLANT 220 с использованием тонких абразивных кругов. Горячая запрессовка в фенольную смолу – с помощью OPAL 460. Шлифовка и полировка – на установке SAPHIR 560 с использованием шлифовальных бумаг и полировальных алмазных суспензий.

Изготовленные микрошлифы протравливались в 5%-ном растворе азотной кислоты.

Металлографический анализ микроструктуры образцов производился на световом оптическом микроскопе плоского поля Leica DMI 5000, оснащенном системой анализа изображений Thixomet, в диапазоне увеличений 50–1000 крат.

Измерение твердости образцов проводилось на универсальном твердометре ZwickRoell ZHU 250 методом Роквелла по ГОСТ 9013-59 и методом Виккерса по ГОСТ 2999-75 при нагрузке 10 кгс.

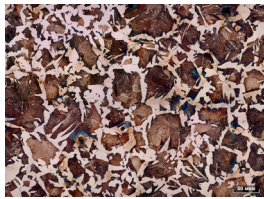
Микроструктура образцов, охлажденных с различными скоростями, приведена на рис. 2.

Видно, что при скоростях охлаждения 1 и 10 °C/с в структуре образцов наблюдаются перлитная и ферритная составляющие. При скоростях 20 и 50 °C/с перлит полностью исчезает, но наряду с мартенситной фазой присутствует феррит. Полностью мартенситной структура становится лишь при скорости охлаждения 100 °C/с.

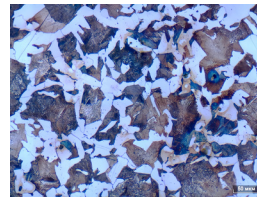
Твердость образцов меняется в полном соответствии со структурными изменениями. Наименьшее значение твердости $\text{HV}_{10}/\text{HRC } 250/22$ соответствует скорости охлаждения 1 °C/с, а наибольшее ($\text{HV}_{10}/\text{HRC } 590/55$) – скорости охлаждения 100 °C/с.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил построить термокинетическую диаграмму распада аустенита стали 40C2 (рис. 3).

а) Охлаждение со скоростью 1 °C/c



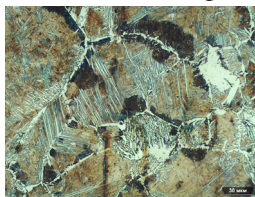
×500



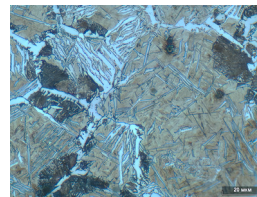
×1000

Структура: феррит видманшtedтовый и аллотриаморфный (30%), пластинчатый перлит (70%).
Твердость HV₁₀/HRC 250/22.

б) Охлаждение со скоростью 10 °C/c



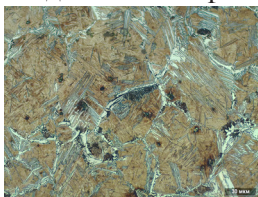
×500



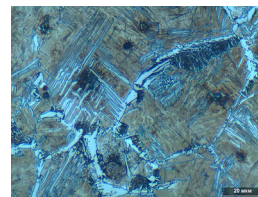
×1000

Структура: феррит видманшtedтовый и аллотриаморфный по границам зерен, игольчатый феррит (10%), перлит (5%), мартенситная составляющая (85%). Твердость HV₁₀/HRC 360/37.

в) Охлаждение со скоростью 20 °C/c



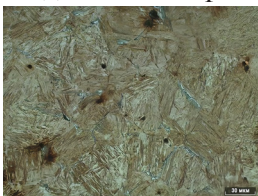
×500



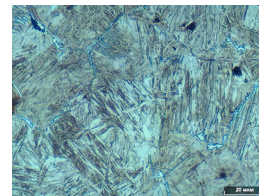
×1000

Структура: феррит видманшtedтовый и аллотриаморфный, игольчатый феррит (7%), перлит (3%), мартенситная составляющая (80%). Твердость HV₁₀/HRC 460/46.

г) Охлаждение со скоростью 50 °C/c



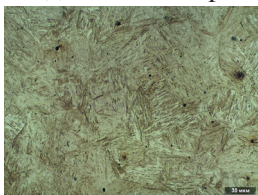
×500



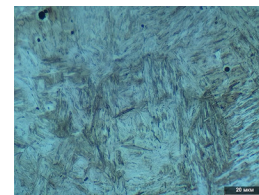
×1000

Структура: аллотриаморфный феррит по границам зерен (2%), мартенситная составляющая (98%). Твердость HV₁₀/HRC 580/54.

д) Охлаждение со скоростью 100 °C/c



×500



×1000

Структура: мартенситная составляющая (100%). Твердость HV₁₀/HRC 590/55.

Рис. 2. Микроструктура образцов стали 40C2 после различных скоростей охлаждения

Fig. 2. Microstructure of 40C2 steel samples after various cooling rates

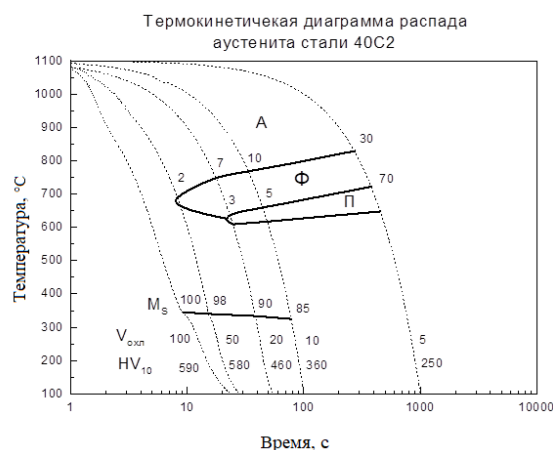


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 40С2

Fig. 3. Thermokinetic diagram of 40C2 steel

На диаграмме нанесены температуры фазовых превращений, количество структурных составляющих, скорости охлаждения и значения твердости HV_{10} .

Полученные результаты полностью отражают кинетику фазовых превращений стали марки 40С2 выбранного диапазона химического состава и позволяют прогнозировать свойства материала в зависимости от условий его охлаждения.

Заключение

Таким образом, в результате проведенных исследований установлены температуры фазовых превращений стали марки 40С2 в выбранном диапазоне химического состава, реализуемых как в равновесном, так и в метастабильном состоянии.

Полученные результаты дали возможность выявить режим закалки для стали марки 40С2, позволяющий получение мартенситной структуры.

Температура нагрева под закалку должна превышать 840°C , а скорость охлаждения должна быть более 50°C/s .

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Liu J., Jiang B., Zhang C., Li G., Dai Y., Chen L. Evolution during hot rolling and control by thermo-mechanical control process of surface decarburization on 38Si7 spring steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2022. Vol. 31. P. 8677–8686. DOI: 10.1007/s11665-022-06956-5
- [2] Hutchinson B., Hagström J., Karlsson O., Lindell D., Tornberg M., Lindberg F., Thuvander M. Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5% C) // Acta Materialia. 2011. Vol. 59, No. 14. P. 5845–5858. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.05.061
- [3] Ostash O.P., Chepil' R.V., Markashova L.I., Hrybovs'ka V.I., Kulyk V.V., Berdnikova O.M. Influence of the modes of heat treatment on the durability of springs made of 65g steel // Materials Science. 2018. Vol. 53, No. 5. P. 684–690. DOI: 10.1007/s11003-018-0124-0
- [4] Reguly A., Strohaecker T.R., Krauss G., Matlock D.K. Quench embrittlement of hardened 5160 steel as a function of austenitizing temperature // Metallurgical and Materials Transactions A. 2004. Vol. 35. P. 153–162. DOI: 10.1007/s11661-004-0118-4
- [5] Wang P., Lu J., Zhao C., Yao L., Ming X. Analysis on the effects of material parameters on the fatigue performance of novel anticorrugation elastic rail clips // Shock and Vibration. 2020. DOI: 10.1155/2020/5416267

- [6] Wang Y., Sun J., Jiang T., Sun Y., Guo S., Liu Y. A low-alloy high-carbon martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and good ductility // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 158. P. 247–256. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.060
- [7] Huang H., Liu J., Wang B. Continuous cooling kinetics modeling for a medium–high carbon spring steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28. P. 3129–3135. DOI: 10.1007/s11665-019-04051-w
- [8] Мезин И.Ю., Гун Г.С., Чукин В.В., Крамзина Л.В. Совершенствование процессов формирования качества прутковой заготовки из стали 40С2 для производства пружинных изделий // *Качество в обработке материалов*. 2015. Т. 3, № 1. С. 35–44.
- [9] Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. Москва: Металлургия. 1982. 400 с.
- [10] Кривошапов В.В., Вершигора С.М., Мезин И.Ю., Чукин В.В. Разработка и совершенствование технологии производства пружинных клемм // *Производство проката*. 2000. № 7. С. 21–24.
- [11] Htun M.S., Lwin K.T., Kyaw S.T. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of spring steel // *Journal of Metals, Materials and Minerals*. 2008. Vol. 18, No. 2. P. 191–197.
- [12] Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В., Ожерелков Д.Ю., Шашина И.И. Применение термомеханической обработки с выдержкой в интервале субкритических температур для рессорно-пружинных сталей // *Современные проблемы науки и образования*. 2012. № 6. DOI: 10.17513/spno.2012.6
- [13] Тюленев Д.Г., Шолом В.Ю., Абрамов А.Н., Пузырьков Д.Ф. Влияние охлаждающих свойств закалочных жидкостей и режимов термообработки на твердость стали 40С2 // *Транспортное машиностроение*. 2024. Том 25, № 1. С. 4–12. DOI: 10.30987/2782-5957-2024-1-4-12
- [14] Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
- [15] Delbert G., Constant A. Courbes de transformation des aciers de fabrication française. Saint-Germain en Laye: Institut de Recherches de la Siderurgie (IRSID), 1956. 140 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЗОТОВ Олег Геннадьевич — доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.
E-mail: zog-58@mail.ru

ГОЛУБКОВ Никита Александрович — ведущий инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет, без степени.
E-mail: golubkov-na@yandex.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-6785-1444>

БЛИНОВ Святослав Алексеевич — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.
E-mail: blinov_sa@spbstu.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-2017-8249>

ЛЕВИТСКИЙ Алексей Максимович — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.
E-mail: levitskij_am@spbstu.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-7900-4007>

REFERENCES

- [1] **J. Liu, B. Jiang, C. Zhang, G. Li, Y. Dai, L. Chen**, Evolution during hot rolling and control by thermo-mechanical control process of surface decarburization on 38Si7 spring steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31 (2022) 8677–8686. DOI: 10.1007/s11665-022-06956-5
- [2] **B. Hutchinson, J. Hagström, O. Karlsson, D. Lindell, M. Tornberg, F. Lindberg, M. Thuvander**, Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%C), *Acta Materialia*, 59(14) (2011) 5845–5858. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.05.061
- [3] **O.P. Ostash, R.V. Chepil', L.I. Markashova, V.I. Hrybovs'ka, V.V. Kulyk, O.M. Berdnikova**, Influence of the modes of heat treatment on the durability of springs made of 65g steel, *Materials Science*, 53(5) (2018) 684–690. DOI: 10.1007/s11003-018-0124-0
- [4] **A. Reguly, T.R. Strohaecker, G. Krauss, D.K. Matlock**, Quench embrittlement of hardened 5160 steel as a function of austenitizing temperature, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35 (2004) 153–162. DOI: 10.1007/s11661-004-0118-4
- [5] **P. Wang, J. Lu, C. Zhao, L. Yao, X. Ming**, Analysis on the effects of material parameters on the fatigue performance of novel anticorrugation elastic rail clips, *Shock and Vibration*, (2020). DOI: 10.1155/2020/5416267
- [6] **Y. Wang, J. Sun, T. Jiang, Y. Sun, S. Guo, Y. Liu**, A low-alloy high-carbon martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and good ductility, *Acta Materialia*, 158 (2018) 247–256. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.060
- [7] **H. Huang, J. Liu, B. Wang**, Continuous cooling kinetics modeling for a medium–high carbon spring steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28 (2019) 3129–3135. DOI: 10.1007/s11665-019-04051-w
- [8] **I.Yu. Mezin, G.S. Gun, V.V. Chukin, L.V. Kramzina**, Improving the quality of forming processes bar stock steel production for 40s2 spring products, *Kachestvo v obrabotke materialov [Quality in materials processing]*, 1(3) (2015) 35–44.
- [9] **A.G. Rakhshadt**, *Pruzhinnye stali i splavy [Spring steels and alloys]*. Moscow: Metallurgiya. 1982. 400 p.
- [10] **V.V. Krivoschapov, S.M. Vershigora, I.Yu. Mezin, V.V. Chukin**, *Razrabotka i sovershenstvovanie tekhnologii proizvodstva pruzhinnykh klemm [Development and improvement of production technology of spring clips]* // *Proizvodstvo prokata*, 7 (2000) 21–24.
- [11] **M.S. Htun, K.T. Lwin, S.T. Kyaw**, Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of spring steel, *Journal of Metals, Materials and Minerals*. 2008. Vol. 18, No. 2. P. 191–197.
- [12] **U.B. Sazonov, A.A. Komissarov, J.V. Smirnova, D.Y. Ozherelkov, I.I. Shashina**, Technological advances in thermomechanical processing of spring steels with treatment in the subcritical temperature range, *Modern Problems of Science and Education*, 6 (2012). DOI: 10.17513/spno.2012.6
- [13] **D. Tyulenev, V. Sholom, A. Abramov, D. Puzyrkov**, The influence of cooling properties of quenching liquids and heat treatment modes on 40C2 steel hardness, *Transport Engineering*, 1(25) (2024) 4–12. DOI: 10.30987/2782-5957-2024-1-4-12
- [14] **L.E. Popova, A.A. Popov**, *Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh titana. Spravochnik termista [Transformation diagrams of austenite in steels and beta solution in titanium alloys. Handbook of thermist]*. Moscow: Metallurgiya, 1991. 503 p.
- [15] **G. Delbert, A. Constant**, *Courbes de transformation des aciers de fabrication francaise*. Saint-Germain en Laye: Institut de Recherches de la Siderurgie (IRSID), 1956. 140 p.

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Oleg G. ZOTOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.
E-mail: zog-58@mail.ru

Nikita A. GOLUBKOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: golubkov-na@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-6785-1444>

Sviatoslav A. BLINOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: blinov_sa@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-2017-8249>

Alexey M. LEVITSKY – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: levitskij_am@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-7900-4007>

Поступила: 20.12.2024; Одобрена: 15.01.2025; Принята: 17.01.2025.


Submitted: 20.12.2024; Approved: 15.01.2025; Accepted: 17.01.2025.

Научная статья

УДК 669-15

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30408>



О.Г. Зотов, Н.А. Голубков,
А.М. Левитский , С.А. Блинов

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

 levitskij_am@spbstu.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРУТКОВЫХ КЛЕММ ИЗ СТАЛИ 40С2 МЕТОДОМ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Аннотация. Методами физического моделирования на установке Gleeble 3800-GTC была воспроизведена термическая обработка прутковых клемм из стали 40С2. Моделирование проводилось на образцах диаметром 6 мм, что является приемлемым для моделирования термической обработки прутка диаметром 18 мм ввиду высокой прокаливаемости стали 40С2. Показано влияние режимов термической обработки на формирование структуры. Установлено, что наилучшие механические свойства достигаются после предварительно-го нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) — $940\pm 10^\circ\text{C}$, закалке — $860\pm 10^\circ\text{C}$ и отпуске — $350\pm 10^\circ\text{C}$. Также показано негативное влияние низкой температурой нагрева ТВЧ в сочетании с низкой температурой закалки.


Ключевые слова: клеммы, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

Для цитирования:


Зотов О.Г., Голубков Н.А., Левитский А.М., Блинов С.А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства прутковых клемм из стали 40С2 методом физического моделирования // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 96–105. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30408>

Research article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30408>

O.G. Zotov, N.A. Golubkov,
A.M. Levitsky , S.A. Blinov

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

 levitskij_am@spbstu.ru

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF HEAT TREATMENT MODES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 40C2 STEEL BAR CLIPS BY PHYSICAL MODELING

Abstract. Using physical modeling methods on a Gleeble 3800-GTC machine, heat treatment of 40C2 steel bar clips was simulated. Modeling was performed on 6 mm diameter samples, which is acceptable for modeling the heat treatment of an 18 mm diameter bar due to the high hardenability of 40C2 steel. The study showed the effect of heat treatment modes on the structure formation. It was found that the best mechanical properties are achieved after preliminary heating with high-frequency currents (HFC) – $940 \pm 10^\circ\text{C}$, quenching – $860 \pm 10^\circ\text{C}$ and tempering – $350 \pm 10^\circ\text{C}$. The negative effect of low heating temperature with HFC in combination with low quenching temperature was also shown.

Keywords: clips, heat treatment, microstructure, mechanical properties.

Citation:

Zotov O.G., Golubkov N.A., Levitsky A.M., Blinov S.A., Investigation of the effect of heat treatment modes on the structure and mechanical properties of 40C2 steel bar clips by physical modeling, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 96–105, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30408>

Введение. Ввиду запроса на интенсификацию железнодорожных перевозок в настоящее время ведется активное строительство высокоскоростных магистралей. Увеличение скорости прохождения состава приводит к увеличению нагрузки на железнодорожные клеммы, что обуславливает повышение требований к их механическим свойствам. Механические свойства полностью определяются структурой, которая формируется в процессах изготовления клемм.

На сегодняшний день хорошо развито представление о формировании структуры пружинных сталей, к которым относится 40C2. Подробная характеристика данного класса материалов дана в работе [1]. Вопросы, связанные с формированием структуры данного класса материалов в процессах термической обработки, рассмотрены в работах [2–14]. Зачастую для корректировки процессов термической обработки пользуются термокинетическими диаграммами распада аустенита. В работах [15, 16] представлены термокинетические диаграммы распада аустенита для многих материалов, в том числе и для стали 40C2.

Формирование структуры очень чувствительно к технологическим параметрам процесса термической обработки клемм. В связи с этим вопросы оптимизации современных технологических процессов актуальны для производителей клемм. Например, в работе [17], выполненной с участием производителя железнодорожных клемм, рассмотрены вопросы оптимизации технологии термической обработки стали 38Si7.

Настоящее исследование выполнено при сотрудничестве с ПАО «Северсталь-метиз». В рамках существующей на данном предприятии технологии клеммы из стали 40C2 подвергаются термической обработке, заключающейся в нагреве токами высокой частоты (ТВЧ) до температур

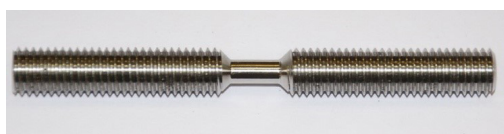


Рис. 1. Образцы для термической обработки на установке Gleeble 3800

Fig. 1. Samples for heat treatment on the Gleeble 3800-GTC machine

940–1020°C перед гибкой для придания формы, подстуживание до 750°C, нагреве под закалку до 840–860°C с последующим охлаждением в воде и отпуске при 430°C. В связи с этим физическое моделирование термической обработки с целью оптимизации режимов, обеспечивающих более высокие механические свойства, является актуальной задачей для исследований. В настоящее время данные о подобных исследованиях отсутствуют.

Цель работы – проведение физического моделирования процесса термической обработки железнодорожной клеммы для оптимизации механических свойств.

Материалы и методы

Исследования проводились на заготовках проката диаметром 18 мм, изготовленных на ПАО «Северсталь» и соответствующих требованиям ТУ 1150-168-01124323-2003. Химический состав исследуемого материала приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемого материала

Table 1

Chemical composition of the material under study

| Содержание элементов, масс. % | | | | | | | | |
|-------------------------------|-----------|-----------|-------------|-------------|-----------|-----------|-----------|-------------|
| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Cu | Al |
| 0,40–0,41 | 1,57–1,60 | 0,66–0,70 | 0,008–0,012 | 0,004–0,008 | 0,08–0,09 | 0,06–0,08 | 0,12–0,16 | 0,005–0,009 |

Моделирование процессов термической обработки проводилось на модуле Pocket-Jaw комплекса Gleeble 3800 на специальных образцах, вид которых показан на рис. 1. Данный модуль позволяет моделировать множество термических обработок, поскольку способен варьировать в широких пределах такие параметры, как скорость и температура нагрева, а также скорость охлаждения.

После моделирования процесса производства клемм одна часть образцов использовалась для проведения механических испытаний на испытательной машине ZwickRoell Z100, а из другой части изготавливались микрошлифы для проведения металлографического анализа на оптическом микроскопе плоского поля Leica DMI 5000.

Результаты и обсуждение

В рамках данного исследования были проведены три серии экспериментов. Первая – влияние температуры предварительного нагрева ТВЧ на структуру металла. Вторая – влияние температуры предварительного нагрева ТВЧ и закалки на структуру металла. Третья – влияние температуры предварительного нагрева ТВЧ, закалки и отпуска на структуру металла.

Первая серия экспериментов

Первый режим термической обработки заключался в нагреве до 1020°C со скоростью 50 °C/с, выдержке в течение 3 мин. и охлаждении со скоростью 50 °C/с. Второй режим термической

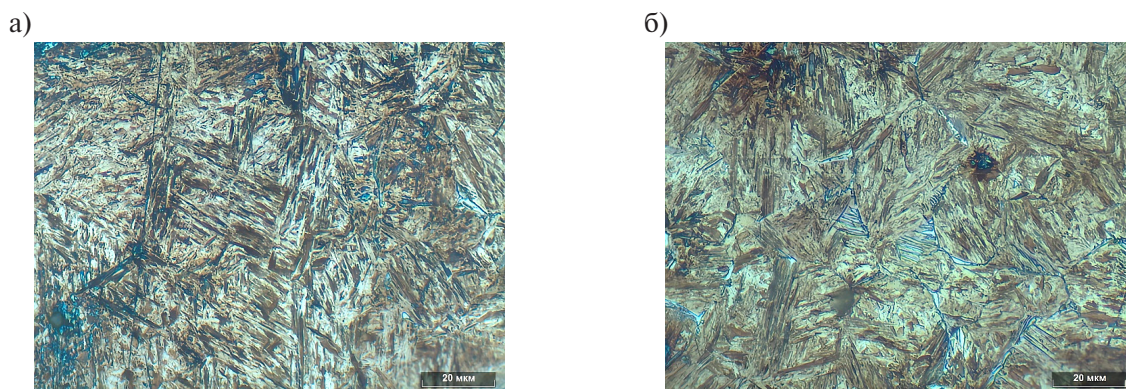


Рис. 2. Микроструктура образцов при увеличении $\times 1000$:
а) температура нагрева ТВЧ 1020°C; б) температура нагрева ТВЧ 940°C

Fig. 2. Microstructure of samples at 1000-fold magnification:
a) high-frequency current heating temperature 1020°C; b) high-frequency current heating temperature 940°C

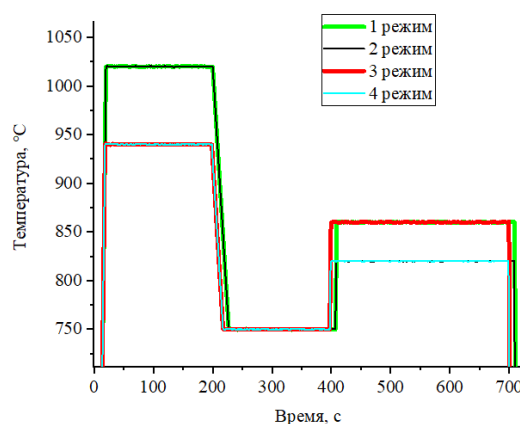


Рис. 3. Режимы термической обработки

Fig. 3. Heat treatment modes

обработки заключался в нагреве до 940°C со скоростью 50 °C/с, выдержке в течение 3 мин. и охлаждении со скоростью 50 °C/с. На рис. 2 показана микроструктура термообработанных образцов.

Видно, что в структуре образцов, нагретых до 1020°C, наблюдается небольшое количество феррита, выделившегося по границам зерен (около 1%), и игольчатого мартенсита. Размер бывшего аустенитного зерна составляет 80–100 мкм. Твердость – HV₁₀/HRC 590/55. Снижение температуры нагрева до 940°C привело к увеличению количества ферритной фазы до 3%. Размер бывшего аустенитного зерна находится в пределах 40 мкм, поскольку более низкая температура снижает интенсивность роста зерна в процессе нагрева. Значение твердости при этом практически не изменилось и составило HV₁₀/HRC 580/54.

Вторая серия экспериментов

При моделировании термической обработки учитывалось, что в реальных условиях заготовки подстуживаются при температуре 750°C. Термическую обработку образцов проводили по четырем режимам нагрева. Режимы термообработки представлены на рис. 3. На рис. 4 показана

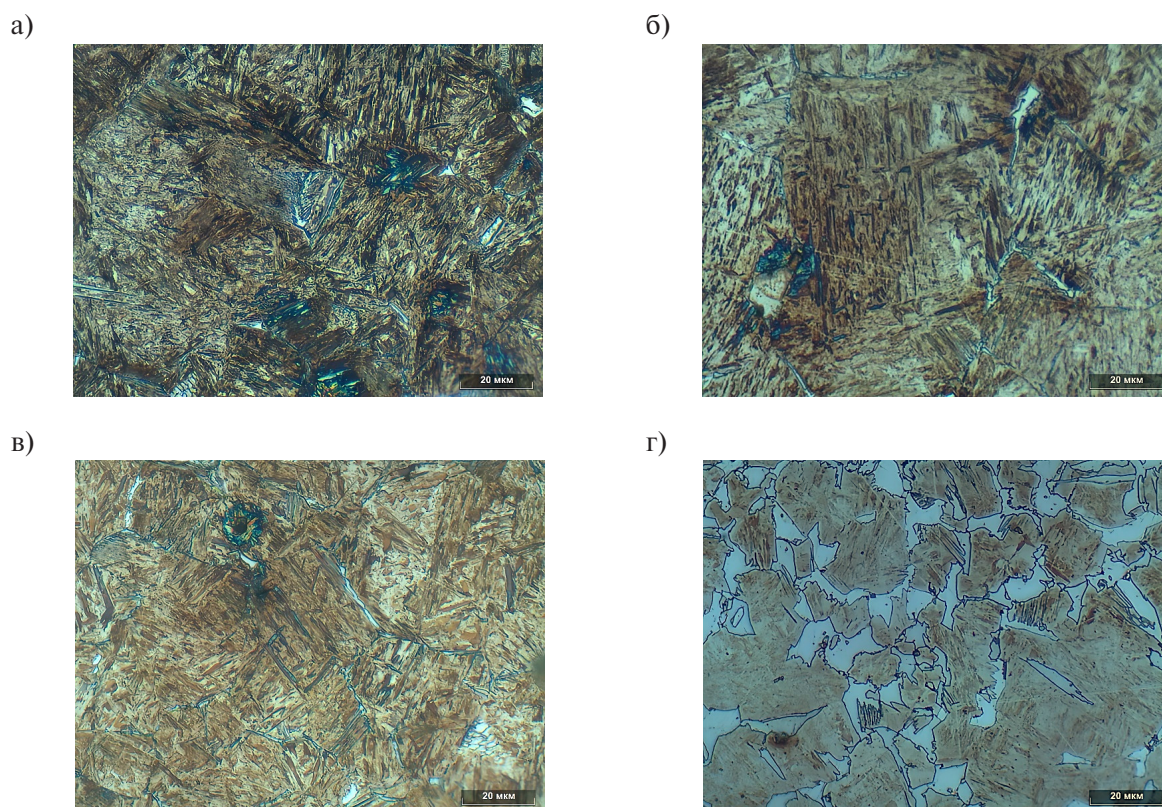


Рис. 4. Микроструктура образцов после закалки при увеличении $\times 1000$:
а) 1-й режим; б) 2-й режим; в) 3-й режим; г) 4-й режим

Fig. 4. Microstructure of samples after quenching at 1000-fold magnification:
a) 1st mode; b) 2nd mode; c) 3rd mode; d) 4th mode

микроструктура образцов, сформировавшаяся в результате проведенной обработки. В табл. 2 представлены механические свойства образцов после термообработки.

Таблица 2

Механические свойства и размер зерна аустенита

Table 2

Mechanical properties and austenite grain size

| № режима | σ_b МПа | $\sigma_{0.2}$ МПа | δ_5 % | HV10/HRC | Размер зерна аустенита, мкм |
|----------|----------------|--------------------|--------------|----------|-----------------------------|
| 1 | 1240 | 834 | 1,5 | 575/54 | 50–80 |
| 2 | 1130 | 778 | 1,1 | 560/51 | 40 |
| 3 | 1280 | 846 | 9,1 | 570/54 | 30–40 |
| 4 | 887 | 616 | — | 470/43 | 30–40 |

Анализ полученных результатов показал, что все исследованные режимы термической обработки обеспечивают получение мартенситной структуры, для которой характерны высокие прочностные свойства и твердость. Однако наряду с мартенситом в структуре образцов присутствует феррит, количество которого определяется температурами нагрева ТВЧ и температурой закалки. Снижение указанных температур приводит к увеличению количества феррита. Особенно это

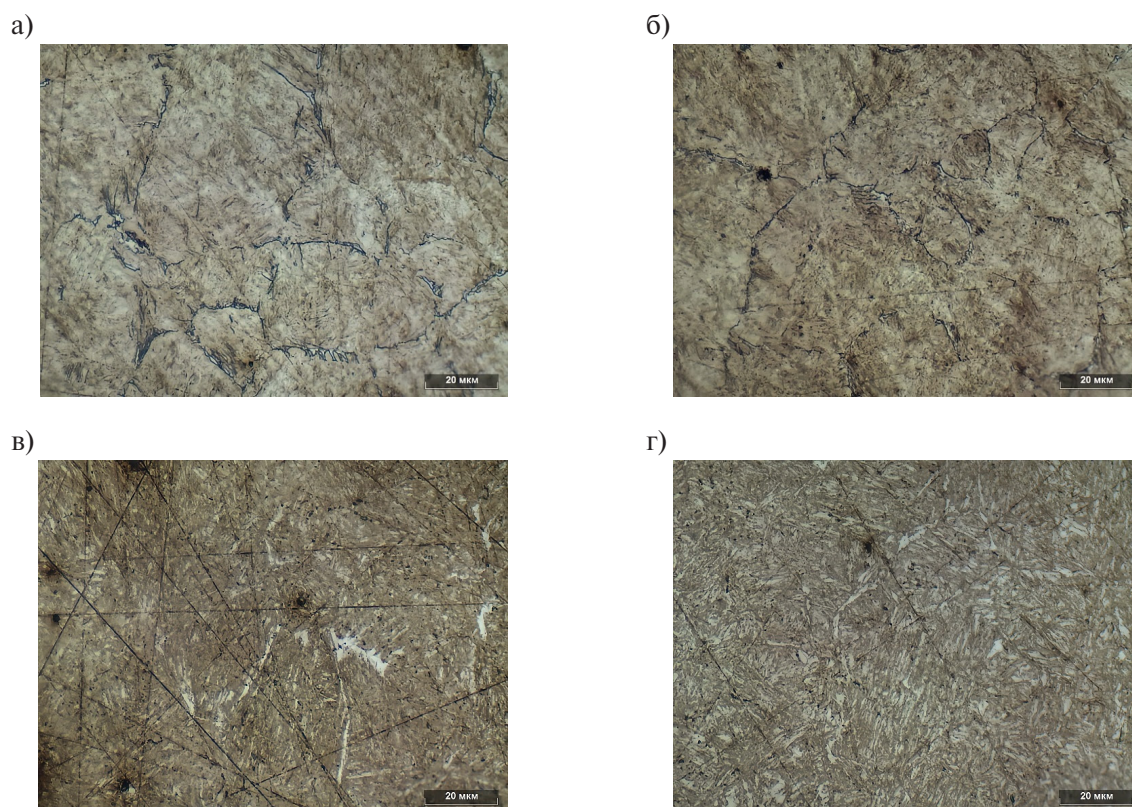


Рис. 5. Микроструктура образцов после закалки и отпуска при увеличении $\times 1000$:

а) температура отпуска 350°C; б) температура отпуска 400°C;
в) температура отпуска 450°C; г) температура отпуска 500°C

Fig. 5. Microstructure of samples after quenching and tempering at 1000-fold magnification:

a) tempering temperature 350°C; b) tempering temperature 400°C;
c) tempering temperature 450°C; d) tempering temperature 500°C

четко проявляется при минимальных температурах нагрева ТВЧ и закалки. В этом случае количество феррита достигает 20%, а твердость и прочность резко снижаются. Более того, во многих работах, например в [18], показано негативное влияние феррита на длительную прочность. Из этого следует, что количество его должно быть минимальным.

Стоит отметить, что температура нагрева ТВЧ также оказывает влияние на размер зерна аустенита. Из табл. 2 видно, что режимы с температурой нагрева ТВЧ до 940°C позволяют избежать сильного роста зерна. Следует также отметить, что наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств наблюдается в образцах, обработанных по третьему режиму.

Таким образом, на основании полученных экспериментальных данных был выбран третий режим обработки, обеспечивающий получение мартенситной структуры, относительно мелкого зерна, высоких прочностных свойств и твердости при сохранении приемлемой пластичности.

Третья серия экспериментов

При исследовании влияния процессов отпуска на структуру и свойства стали 40С2 закалка образцов проводилась по выбранному ранее третьему режиму, а температуру отпуска варьировали от 350 до 500°C. На рис. 5 показана микроструктура образцов, сформировавшаяся в результате проведенной обработки. Механические свойства образцов после закалки и отпуска приведены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства образцов после закалки и отпуска

Table 3

Mechanical properties of samples after quenching and tempering

| № п/п | Температура отпуска, °С | σ_b МПа | $\sigma_{0.2}$ МПа | δ_5 % | HRC |
|-------|-------------------------|----------------|--------------------|--------------|-----|
| 1 | 350 | 1280 | 878 | 20,8 | 46 |
| 2 | 400 | 1240 | 810 | 20,7 | 41 |
| 3 | 450 | 1150 | 788 | 20,8 | 37 |
| 4 | 500 | 1100 | 804 | 23,5 | 33 |

Полученные данные свидетельствуют, что повышение температуры отпуска приводит к распаду мартенситной структуры, что сопровождается снижением прочностных свойств и твердости. Наиболее высокие значения твердости и прочности были получены при температуре отпуска 350°С.

Выводы

Таким образом, в результате физического моделирования процесса термической обработки железнодорожных клемм из стали 40С2 установлено следующее:

- Следует избегать сочетания низких температур нагрева ТВЧ и закалки, так как это ведет к образованию большого количества ферритной фазы. В то же время высокая температура нагрева ТВЧ способствует интенсификации роста аустенитного зерна. Исходя из этого, следует отдать предпочтение режимам с температурой нагрева ТВЧ $940\pm10^{\circ}\text{C}$ и температурой закалки $860\pm10^{\circ}\text{C}$. Такое сочетание температур позволит получить наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств.
- Отпуск стали, формирующий окончательную структуру и свойства, должен проводиться при температурах, не приводящих к полному распаду мартенситной структуры, так как в этом случае получатся низкие прочностные свойства. Поэтому температура отпуска должна находиться в пределах $350\pm10^{\circ}\text{C}$, что обеспечит сохранение высоких прочностных свойств, а также позволит увеличить удлинение с 9,1 до 20,8%. Значения твердости будут находиться в пределах 46 HRC.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

[1] **Рахштадт А.Г.** Пружинные стали и сплавы. Москва: Металлургия. 1982. 400 с.

[2] **Htun M.S., Lwin K.T., Kyaw S.T.** Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of spring steel // Journal of Metals, Materials and Minerals. 2008. Vol. 18, No. 2. P. 191–197.

[3] **Мезин И.Ю., Гун И.Г., Чукин В.В., Михайловский И.А., Касаткина Е.Г., Лимарев А.С.** Анализ показателей качества стали 40С2А в процессах производства гнутых пружинных изделий // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Металлургия. 2017. Т. 17, № 2. С. 61–69. DOI: 10.14529/met170208

[4] **Тюленев Д.Г., Шолом В.Ю., Абрамов А.Н., Пузырьков Д.Ф.** Влияние охлаждающих свойств закалочных жидкостей и режимов термообработки на твердость стали 40С2 // Транспортное машиностроение. 2024. Том 25, № 1. С. 4–12. DOI: 10.30987/2782-5957-2024-1-4-12

[5] **Hutchinson B., Hagström J., Karlsson O., Lindell D., Tornberg M., Lindberg F., Thuvander M.** Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%С) // Acta Materialia. 2011. Vol. 59, No. 14. P. 5845–5858. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.05.061

- [6] Ostash O.P., Chepil' R.V., Markashova L.I., Hrybovs'ka V.I., Kulyk V.V., Berdnikova O.M. Influence of the modes of heat treatment on the durability of springs made of 65g steel // Materials Science. 2018. Vol. 53, No. 5. P. 684–690. DOI: 10.1007/s11003-018-0124-0
- [7] Wang Y., Sun J., Jiang T., Sun Y., Guo S., Liu Y. A low-alloy high-carbon martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and good ductility // Acta Materialia. 2018. Vol. 158. P. 247–256. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.060
- [8] Xu H.F., Zhao J., Cao W.Q., Shi J., Wang C.Y., Wang C., Li J., Dong H. Heat treatment effects on the microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel (0.2C–5Mn) // Materials Science and Engineering: A. 2012. Vol. 532. P. 435–442. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.009
- [9] Krauss G. Martensite in steel: strength and structure // Materials Science and Engineering: A. 1999. Vol. 273–275. P. 40–57. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00288-9
- [10] Reguly A., Strohaecker T.R., Krauss G., Matlock D.K. Quench embrittlement of hardened 5160 steel as a function of austenitizing temperature // Metallurgical and Materials Transactions A. 2004. Vol. 35. P. 153–162. DOI: 10.1007/s11661-004-0118-4
- [11] Kim B., Boucard E., Sourmail T., San Martín D., Gey N., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. The influence of silicon in tempered martensite: Understanding the microstructure–properties relationship in 0.5–0.6 wt.% C steels // Acta Materialia. 2014. Vol. 68. P. 169–178. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.01.039
- [12] Hao C.-l., Yang C.-y., Liu P., Luan Y.-k., Sang B.-g. Effects of rare earth elements on inclusions, microstructure and impact toughness of spring steel // Journal of Iron and Steel Research International. 2024. Vol. 31, P. 933–944. DOI: 10.1007/s42243-023-01055-8
- [13] Wang F., Ye X., Ren S., Zhang K., Liang X., Liu G. Effect of intercritical annealing time on microstructure evolution and mechanical properties of low carbon medium manganese steel subjected to multi-step heat treatment process // Materials. 2022. Vol. 15, No. 7. Article no. 2425. DOI: 10.3390/ma15072425
- [14] Saed A., Hatra A., Ali S. Using heat treatment in design optimization of high carbon spring steel // International Journal of Engineering Research. 2023. DOI: 10.17577/IJERTV12IS070030
- [15] Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
- [16] Huang H., Liu J., Wang B. Continuous cooling kinetics modeling for a medium–high carbon spring steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. Vol. 28. P. 3129–3135. DOI: 10.1007/s11665-019-04051-w
- [17] Liu J., Jiang B., Zhang C., Li G., Dai Y., Chen L. Evolution during hot rolling and control by thermo-mechanical control process of surface decarburization on 38Si7 spring steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2022. Vol. 31. P. 8677–8686. DOI: 10.1007/s11665-022-06956-5
- [18] Kolbasnikova N.G., Vargasova N.R., Zotova O.G., Luk'yanova A.A., Belozerovb V.L. Reliability of rail rolled by different technologies // Steel in Translation. 2014. Vol. 44, No. 12, P. 931–938. DOI: 10.3103/S0967091214120080

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЗОТОВ Олег Геннадьевич — доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.
E-mail: zog-58@mail.ru

ГОЛУБКОВ Никита Александрович — ведущий инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет, без степени.
E-mail: golubkov-na@yandex.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-6785-1444>

ЛЕВИТСКИЙ Алексей Максимович — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: levitskij_am@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-7900-4007>

БЛИНОВ Святослав Алексеевич — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: blinov_sa@spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-2017-8249>

REFERENCES

- [1] **A.G. Rakhshadt**, *Pruzhinnye stali i splavy* [Spring steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya. 1982. 400 p.
- [2] **M.S. Htun, K.T. Lwin, S.T. Kyaw**, Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of spring steel, *Journal of Metals, Materials and Minerals*. 18(2) (2008) 191–197.
- [3] **I.Yu. Mezin, I.G. Gun, V.V. Chukin, I.A. Mikhailovskiy, E.G. Kasatkina, A.S. Limarev**, Analysis of the quality indicators of 40S2A grade steel in the processes of production of bent springs, *Bulletin of the South Ural State University*, 17(2) (2017) 61–69. DOI: 10.14529/met170208
- [4] **D. Tyulenev, V. Sholom, A. Abramov, D. Puzyrkov**, The influence of cooling properties of quenching liquids and heat treatment modes on 40C2 steel hardness, *Transport Engineering*, 1(25) (2024) 4–12. DOI: 10.30987/2782-5957-2024-1-4-12
- [5] **B. Hutchinson, J. Hagström, O. Karlsson, D. Lindell, M. Tornberg, F. Lindberg, M. Thuvander**, Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%C), *Acta Materialia*, 59(14) (2011) 5845–5858. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.05.061
- [6] **O.P. Ostash, R.V. Chepil', L.I. Markashova, V.I. Hrybovs'ka, V.V. Kulyk, O.M. Berdnikova**, Influence of the modes of heat treatment on the durability of springs made of 65g steel, *Materials Science*, 53(5) (2018) 684–690. DOI: 10.1007/s11003-018-0124-0
- [7] **Y. Wang, J. Sun, T. Jiang, Y. Sun, S. Guo, Y. Liu**, A low-alloy high-carbon martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and good ductility, *Acta Materialia*, 158 (2018) 247–256. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.060
- [8] **H.F. Xu, J. Zhao, W.Q. Cao, J. Shi, C.Y. Wang, C. Wang, J. Li, H. Dong**, Heat treatment effects on the microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel (0.2C–5Mn), *Materials Science and Engineering: A*, 532 (2012) 435–442. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.009
- [9] **G. Krauss**, Martensite in steel: strength and structure, *Materials Science and Engineering: A*, 273–275 (1999) 40–57. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00288-9
- [10] **A. Reguly, T.R. Strohaecker, G. Krauss, D.K. Matlock**, Quench embrittlement of hardened 5160 steel as a function of austenitizing temperature, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35 (2004) 153–162. DOI: 10.1007/s11661-004-0118-4
- [11] **B. Kim, E. Boucard, T. Sourmail, D. San Martín, N. Gey, P.E.J. Rivera-Díaz-del-Castillo**, The influence of silicon in tempered martensite: Understanding the microstructure–properties relationship in 0.5–0.6 wt.% C steels, *Acta Materialia*, 68 (2014) 169–178. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.01.039
- [12] **C.-I. Hao, C.-y. Yang, P. Liu, Y.-k. Luan, B.-g. Sang**, Effects of rare earth elements on inclusions, microstructure and impact toughness of spring steel, *Journal of Iron and Steel Research International*, 31 (2024) 933–944. DOI: 10.1007/s42243-023-01055-8
- [13] **F. Wang, X. Ye, S. Ren, K. Zhang, X. Liang, G. Liu**, Effect of intercritical annealing time on microstructure evolution and mechanical properties of low carbon medium manganese steel subjected to multi-step heat treatment process, *Materials*, 15(7) (2022) 2425. DOI: 10.3390/ma15072425
- [14] **A. Saed, A. Hatra, S. Ali**, Using Heat Treatment in Design Optimization of High Carbon Spring Steel, *Article in International Journal of Engineering Research*, (2023). DOI: 10.17577/IJERTV12IS070030

- [15] **L.E. Popova, A.A. Popov**, Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh titana. Spravochnik termista [Transformation diagrams of austenite in steels and beta solution in titanium alloys. Handbook of thermist]. Moscow: Metallurgiya, 1991. 503 p.
- [16] **H. Huang, J. Liu, B. Wang**, Continuous cooling kinetics modeling for a medium–high carbon spring steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28 (2019) 3129–3135. DOI: 10.1007/s11665-019-04051-w
- [17] **J. Liu, B. Jiang, C. Zhang, G. Li, Y. Dai, L. Chen**, Evolution during hot rolling and control by thermo-mechanical control process of surface decarburization on 38Si7 spring steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31 (2022) 8677–8686. DOI: 10.1007/s11665-022-06956-5
- [18] **N.G. Kolbasnikova, N.R. Vargasova, O.G. Zotova, A.A. Luk'yanova, V.L. Belozerovb**, Reliability of rail rolled by different technologies, *Steel in Translation*, 44(12) (2014) 931–938. DOI: 10.3103/S0967091214120080

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Oleg G. ZOTOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.
E-mail: zog-58@mail.ru

Nikita A. GOLUBKOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.
E-mail: golubkov-na@yandex.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-6785-1444>

Alexey M. LEVITSKY – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.
E-mail: levitskij_am@spbstu.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-7900-4007>

Sviatoslav A. BLINOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.
E-mail: blinov_sa@spbstu.ru
ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-2017-8249>

Поступила: 20.12.2024; Одобрена: 15.01.2025; Принята: 17.01.2025.
Submitted: 20.12.2024; Approved: 15.01.2025; Accepted: 17.01.2025.

Научная статья

УДК 621.762

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30409>



А.М. Грачева  , И.А. Полозов,
А.В. Репнин, А.А. Попович

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

 gracheva.am@mail.ru

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВОВ ДЛЯ ГРАДИЕНТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛП

Аннотация. Функционально-градиентные материалы (ФГМ) – это перспективные материалы, характеризующиеся постепенными переходами либо в составе, либо в микроструктуре, либо в плотности. Для расширения потенциала данных материалов можно использовать аддитивное производство при их изготовлении. Анализ существующих исследований ФГМ, полученных методом селективного лазерного плавления (СЛП), показывает, что слабо представлены исследования влияния изменения количества частиц на структуру и свойства. Исследования композитных ФГМ с большим количеством армирующих частиц, особенно с использованием оборудования с высоким подогревом, ограничены. Целью данной работы является проведение исследований композитных образцов ВЖ159 + WC, составы которых могут быть использованы для изготовления ФГМ методом СЛП. Для решения поставленной цели были проведены исследования дефектов, микроструктуры, химического и фазового составов, а также твердости в композитных образцах. Важным аспектом данной работы является исследование возможности получения ФГМ из металлов с большим содержанием армирующих частиц с использованием высокотемпературного подогрева методом СЛП. Было получено, что после изготовления композитных образцов методом СЛП в них видны нерастворенные частицы WC и поры в гранулах данного материала, отсутствуют другие дефекты. При увеличении содержания WC в композитных материалах происходит изменение микроструктуры – увеличение количества дендритов WC в матрице композита. В образцах ВЖ159 + 20% WC в матрице уже наблюдается некоторое количество W, который мог туда попасть из распавшихся гранул WC. Установлено, что при увеличении количества WC в композитных образцах микротвердость матрицы возрастает и достигает 1122,9 HV при 80% WC.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, композитные материалы, функционально-градиентные материалы, высокотемпературный подогрев, WC, ВЖ159.


Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004 «Разработка новых функциональных материалов, интеллектуальных конструкций и технологий их создания методами аддитивного производства на основе современных подходов моделирования и прогнозирования свойств», <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Для цитирования:

Грачева А.М., Полозов И.А., Репнин А.В., Попович А.А. Разработка и исследование составов для градиентных композитных материалов, полученных методом СЛП // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 106–118. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30409>

Research article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30409>

A.M. Gracheva  , I.A. Polozov,
A.V. Repnin, A.A. Popovich

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

 gracheva.am@mail.ru

DEVELOPMENT AND INVESTIGATION OF COMPOSITIONS FOR GRADIENT COMPOSITE MATERIALS OBTAINED BY SLM

Abstract. Functionally graded materials (FGMs) are promising materials characterized by gradual transitions either in composition, or in microstructure, or in density. Additive manufacturing can be used to enhance the potential of these materials. An analysis of existing studies of FGMs obtained by selective laser melting (SLM) shows that the research on the effect of changing the number of particles on the structure and properties is poorly represented. Studies of composite FGMs with a large number of reinforcing particles, especially using high-heating equipment, are limited. The aim of this work is to study composite samples of VZh159 + WC, the compositions of which can be used to manufacture FGMs by SLM. To achieve this goal, defects, microstructure, chemical and phase compositions, as well as hardness in composite samples have been investigated. An important aspect of this work is to investigate the possibility of obtaining FGMs from metals with a high content of reinforcing particles using high-temperature heating by SLM method. It was found that after the manufacture of composite samples by SLM method, undissolved WC particles and pores in the granules of this material are visible in them, there are no other defects. When the WC content in the composite materials increases, there is a change in the microstructure – an increase in the number of WC dendrites in the composite matrix. In the samples of VZh159 + 20% WC in the matrix, a certain amount of W is observed, which could get there from the disintegrated WC granules. It was found that with the increase in the amount of WC in composite samples, the microhardness of the matrix increases and reaches 1122.9 HV at 80% WC.

Keywords: selective laser melting, composite materials, functionally graded materials, high-temperature heating, WC, VZh159.

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-79-30004 “Development of new functional materials, intelligent structures and technologies for their creation using additive manufacturing methods based on modern approaches to modeling and predicting properties”. Available online: <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Citation:

Gracheva A.M., Polozov I.A., Repnin A.V., Popovich A.A., Development and investigation of compositions for gradient composite materials obtained by SLM, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 106–118, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30409>

Введение. Композитные материалы — это материалы, состоящие из двух или более компонентов, которые объединили в целях повышения уже имеющихся свойств и достижения тех свойств, которые невозможны для каждого компонента в отдельности [1]. Их ключевой компонент — матрица, которая удерживает армирующее вещество, повышая такие характеристики, как прочность, устойчивость к износу, жесткость и др. [2]. Так, существует классификация композитных материалов по типу матрицы, например, таких как металломатричные композиты, где матрицей является металл, полимерные композиты, где матрицей является полимер, и керамические композиты, где матрицей является керамика [3]. У композитных материалов выделяют ряд преимуществ: повышенную прочность и жесткость, улучшенные характеристики по износу и усталости,

более низкий вес по сравнению с традиционными материалами, возможность создания материалов с уникальными свойствами, расширенные возможности подбора композиций материалов и т.д. [4–6]. Необходимо отметить, что использование традиционных технологий получения композитов имеет определенные ограничения по распределению армирующего материала [7]. Однако применение новых производственных технологий, например аддитивного производства, позволяет устранить данные ограничения [8]. Благодаря этому появляется возможность создания композитов с градиентным распределением армирующего материала [9].

Функционально-градиентные материалы (ФГМ) — это перспективные материалы, характеризующиеся постепенными переходами либо в составе, либо в получаемых микроструктурах (например, размере зерна, текстуре и т.д.), либо в плотности (ячеистые структуры, контролируемая пористость и т.д.) [10]. Эта особенность позволяет им постепенно изменять свойства изделия, что делает их идеальными для повышения производительности [11]. Существующие методы создания ФГМ хоть и эффективны, имеют ряд ограничений. Аддитивное производство (АП) предлагает новый подход, который позволяет преодолеть эти ограничения благодаря своей способности создавать сложные структуры с высокой точностью [12]. Суть АП заключается в послойном изготовлении изделий, что позволяет изготавливать ФГМ с многомерными и направленными градиентными структурами [13].

АП включает в себя следующие виды: струйное нанесение связующего, прямой подвод энергии и материала, экструзию материала, струйное нанесение материала, синтез на подложке, листовую ламинацию, фотополимеризацию в ванне [14]. Практически все виды АП можно использовать для изготовления ФГМ. Для изготовления ФГМ из металлов и сплавов существуют два основных технологических процесса АП: прямой подвод энергии и материала (технология прямого лазерного выращивания, ПЛВ) и синтез на подложке (технология селективного лазерного плавления, СЛП). Применение вышеперечисленных методов может быть использовано для формирования не только простых ФГМ, но и ФГМ с постепенным (градиентным) изменением количества армирующих частиц в металлической матрице [15].

Проведение разработок и исследований в области металлических композитных материалов с армирующими частицами, изготовленными методом СЛП, является активно развивающимся направлением [16–18]. Основные исследования фокусируются на оптимизации параметров СЛП для получения композитов с заданными свойствами. Особое внимание уделяется контролю концентрации армирующих частиц, морфологии и распределения частиц, а также микроструктуры материала [19]. Использование высокотемпературного подогрева в процессе СЛП позволяет существенно улучшить механические свойства получаемых композитов [20]. Высокая температура способствует улучшению растекания расплавленного металла, формированию более однородной микроструктуры и уменьшению остаточных напряжений, что положительно сказывается на прочности и износостойкости композитов. Высокотемпературный подогрев также может способствовать активации процессов диффузии и рекристаллизации в зоне плавления, что приводит к улучшению свойства поверхности и созданию более однородного перехода между слоями с разным составом.

Н. Zhang и др. в своей работе исследовали композит Inconel 718, армированный субмикронными частицами WC, который был изготовлен методом СЛП [21]. Образцы были исследованы с точки зрения качества изготовления, эволюции микроструктуры, свойств при растяжении и ползучести. Результаты показали, что снижение плотности энергии параметров СЛП процесса приводит к изготовлению композитов с более низкой плотностью из-за образования большего количества пор и трещин. Микроструктура изготовленных композитов в основном состояла из двух различных типов, а именно ячеистых и столбчатых дендритов, которые формировались в ванне расплава. Z. Li и др. в своем исследовании изучали композит, полученный методом СЛП, где матрицей была сталь 18Ni300, а в качестве армирующих частиц использовался WC [19]. Были

проанализированы микроструктуры и свойства композитов при растяжении. Результаты показывают, что добавление WC значительно влияет на микроструктуру и свойства 18Ni300. При добавлении WC появляются аустенитная (γ -Fe) фаза и WC1-X, а также изменяются морфология и ориентация зерен. Кроме того, образуется явный межфазный слой (около 1 мкм в толщину) из-за частичного растворения частиц WC и диффузии W и C. При увеличении доли WC доля α -Fe в матрице уменьшается, а доли γ -Fe, W_2C и WC_{1-x} увеличиваются. Сферические порошки WC разбиваются на множество мелких порошков, которые распределяются в матрице. Макротрещины образуются при содержании WC более 25%. S. Fries и др. в своей работе исследовали композит с содержанием WC 17 мас. %, где матрицей был Co, а образцы изготавливались методом СЛП [20]. После изготовления была проанализирована микроструктура, плотность и твердость. Кроме того, для определения фазового состава был проведен рентгеноструктурный анализ. Главной особенностью работы было то, что при изготовлении композитных образцов использовался высокотемпературный подогрев рабочей платформы, что и позволило получить бездефектные образцы.

Анализ существующих исследований ФГМ из металлов с армирующими частицами, полученных методом СЛП, показывает, что слабо представлены исследования влияния изменения количества частиц на структуру и свойства. Большинство работ сосредоточено на материалах с небольшим содержанием армирующих частиц и без градиентных изменений. Исследования композитных ФГМ с большим количеством армирующих частиц, особенно с использованием оборудования с высоким подогревом, ограничены. Важным аспектом данной работы является исследование возможности получения ФГМ из металлов с большим содержанием армирующих частиц с использованием высокотемпературного подогрева методом СЛП. В связи с этим целью данной работы является проведение исследований композитных образцов ВЖ159 + WC, составы которых могут быть использованы для изготовления ФГМ. Для решения поставленной цели были проведены исследования дефектов, микроструктуры, химического и фазового составов, а также твердости в композитных образцах.

Материалы и методы

Для данной работы были разработаны три варианта порошковой смеси, которые содержали 20, 60 и 80 мас. % WC, остальная часть – ВЖ159. Подготовка порошковых композиций производилась в гравитационном смесителе в течение восьми часов. На рис. 1 представлены снимки методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) трех вариантов порошковых смесей. На рисунке обозначены порошки: порошок сплава ВЖ159 имеет сферическую форму, характерную методу газового распыления, и однородный размер частиц, соответствующий диапазону 10–63 мкм. Порошок WC является менее однородным, имеющим неоднородную структуру, состоящую из гранул размером 10–40 мкм.

В табл. 1 представлен химический состав сплава ВЖ159, в качестве основы сплава выступает никель, количество примесей в сплаве менее 4%. Используемый в данной работе WC содержит 6,1% (масс.) углерода, оставшаяся часть – вольфрам.

В данной работе использована установка СЛП AconityMIDI, которая расположена в лаборатории «Конструкционные и функциональные материалы». Максимальная мощность лазера данной установки составляет 1000 Вт, при этом установка имеет техническую возможность предварительного высокотемпературного подогрева. В процессе работы рабочая камера установки непрерывно заполнялась инертным газом (аргоном) высокой чистоты. После построения изделий образцы, расположенные на подложке, охлаждались до комнатной температуры со скоростью около 5°C в минуту.

На данном этапе исследований не осуществлялось изготовление ФГМ как единого образца, а анализировалась группа композитных образцов, составы которых соответствуют областям ФГМ. Главной особенностью проводимых исследований было наличие высокотемпературного

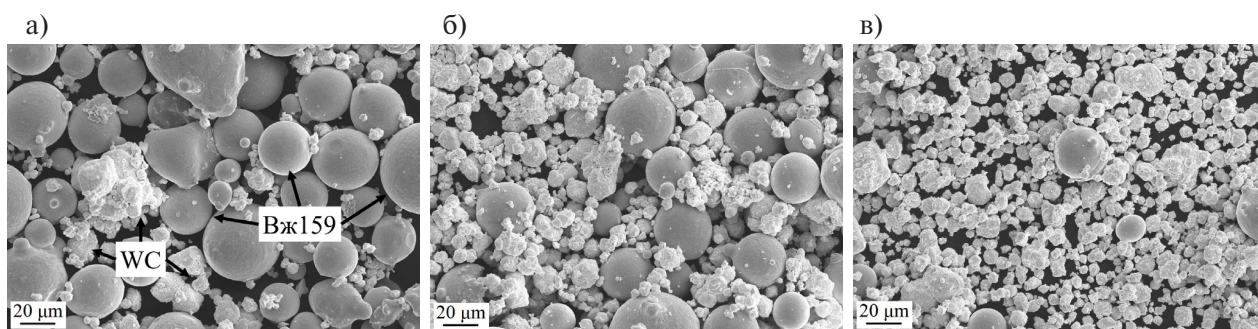


Рис. 1. Смеси металлических порошков для изготовления композитного материала методом СЛП: а) порошковая смесь ВЖ159 + 20% WC, б) порошковая смесь ВЖ159 + 60% WC, в) порошковая смесь ВЖ159 + 80% WC

Fig. 1. Mixtures of metal powders for the manufacture of a composite material by SLM:

a) powder mixture VZh159 + 20% WC, b) powder mixture VZh159 + 60% WC, c) powder mixture VZh159 + 80% WC

подогрева платформы построения при изготовлении композитных образцов. Нагрев платформы при изготовлении всех образцов соответствовал 800°C. Наличие высокотемпературного нагрева позволяет снизить температурный градиент, что снижает вероятность образования дефектов. Так как возможности установки позволяют осуществлять нагрев до 1200°C, то в будущих работах возможно рассмотрение изготовления ФГМ с большим содержанием армирующих частиц. Для изготовления композитных образцов были выбраны следующие параметры: мощность лазера 275 Вт, скорость сканирования 760 мм/с, расстояние между проходами лазера 100 мкм, толщина слоя 50 мкм.

Таблица 1

Химический состав сплава ВЖ159

Table 1

Chemical composition of the VZh159 alloy

| Сплав | Cr, % | Ni, % | Al, % | Mo, % | Nb, % | Cu, % | Zr, % | Fe, % | Si, % | Mn, % |
|-------|-------|-------|-----------|-------|---------|-------|-------|----------|-------|-------|
| | | | | | | | | Не более | | |
| ВЖ159 | 26–28 | Осн. | 1,25–1,55 | 7–7,8 | 2,7–3,4 | — | — | 3 | 0,8 | 0,5 |

Для изучения дефектов полученных композиционных образцов использовался оптический микроскоп Leica DMi8 M (Leica Microsystems, Германия). В данной работе для изучения химического состава и микроструктуры применялся сканирующий электронный микроскоп Mira 3 (TESCAN, Чехия) с модулем энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Анализ фазового состава проводился на рентгеновском дифрактометре Rigaku SmartLab (Rigaku Corporation, Япония). Микротвердость исследовалась на микротвердомере по Викерсу MicroMet 5101 (Buehler Ltd, США).

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены снимки с оптического микроскопа полученных образцов. Отчетливо видны нерастворенные частицы WC и поры в гранулах данного материала. Отмечено отсутствие иных дефектов, что свидетельствует о том, что выбранный режим СЛП является подходящим для бездефектного изготовления композитных материалов с различной концентрацией армирующих частиц WC (с учетом наличия высокотемпературного подогрева при печати). Также стоит отметить, что не происходит существенного увеличения количества крупных гранул WC при переходе

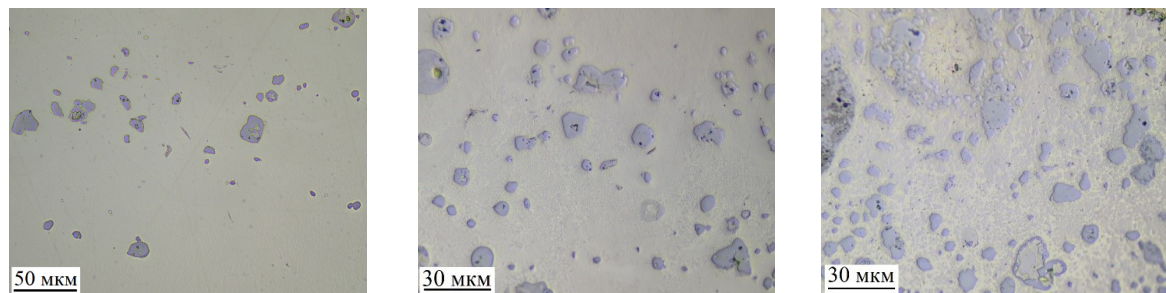


Рис. 2. Результаты исследования дефектов композитных образцов: а) композитный образец ВЖ159 + 20% WC, б) композитный образец ВЖ159 + 60% WC, в) композитный образец ВЖ159 + 80% WC

Fig. 2. Results of the defects investigation in composite samples: a) composite sample VZh159 + 20% WC, b) composite sample VZh159 + 60% WC, c) composite sample VZh159 + 80% WC

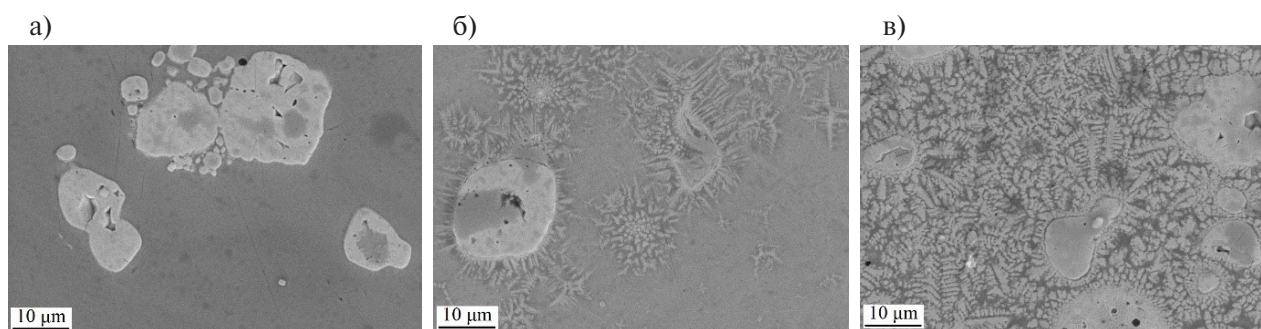


Рис. 3. Результаты исследования микроструктуры композитных образцов: а) композитный образец ВЖ159 + 20% WC, б) композитный образец ВЖ159 + 60% WC, в) композитный образец ВЖ159 + 80% WC

Fig. 3. Results of the microstructural investigation in composite samples: a) composite sample VZh159 + 20% WC, b) composite sample VZh159 + 60% WC, c) composite sample VZh159 + 80% WC

от ВЖ159 + 60% WC к ВЖ159 + 80% WC. Можно предположить, что гранулы распадаются на мелкие частицы и попадают в матрицу, частично растворяясь в ней.

На рис. 3 представлена микроструктура композитных материалов с различным соотношением составляющих. Так, на рис. 3а в образце с 20% WC наблюдается отсутствие выраженной структуры. На рис. 3б происходит образование дендритов вблизи зерен WC (образец с составом ВЖ159 + 60% WC). А на рис. 3в WC выступает в роли матрицы композита и образует дендритную структуру (80% WC). Подобного рода поведение композита соответствуют рассуждениям о полученных при анализе дефектов, о чем говорилось выше. Крупные гранулы WC распадаются на мелкие частицы, и затем не растворившаяся часть W в матрице ВЖ159 выделяется в виде дендритов.

На рис. 4 представлено химическое распределение никеля и вольфрама в полученных образцах. Так, на рис. 4а видно скопление W в частицах WC и его отсутствие в остальных частях образца, что свидетельствует о том, что в матрице содержится минимальное количество W. Повышение количества WC (рис. 4б) приводит к возникновению дендритных областей вблизи крупных гранул WC. Кроме того, наличие W начинает прослеживаться в матрице композита. Исследование образца с наибольшей концентрацией WC выявило следующие особенности: никель преимущественно локализован в межчастичных пространствах WC, а на границе раздела между матрицей и армирующим элементом наблюдаются дендриты, имеющие химический состав, соответствующий WC. Таким образом в виде матрицы уже начинает выступать WC, а не ВЖ159.

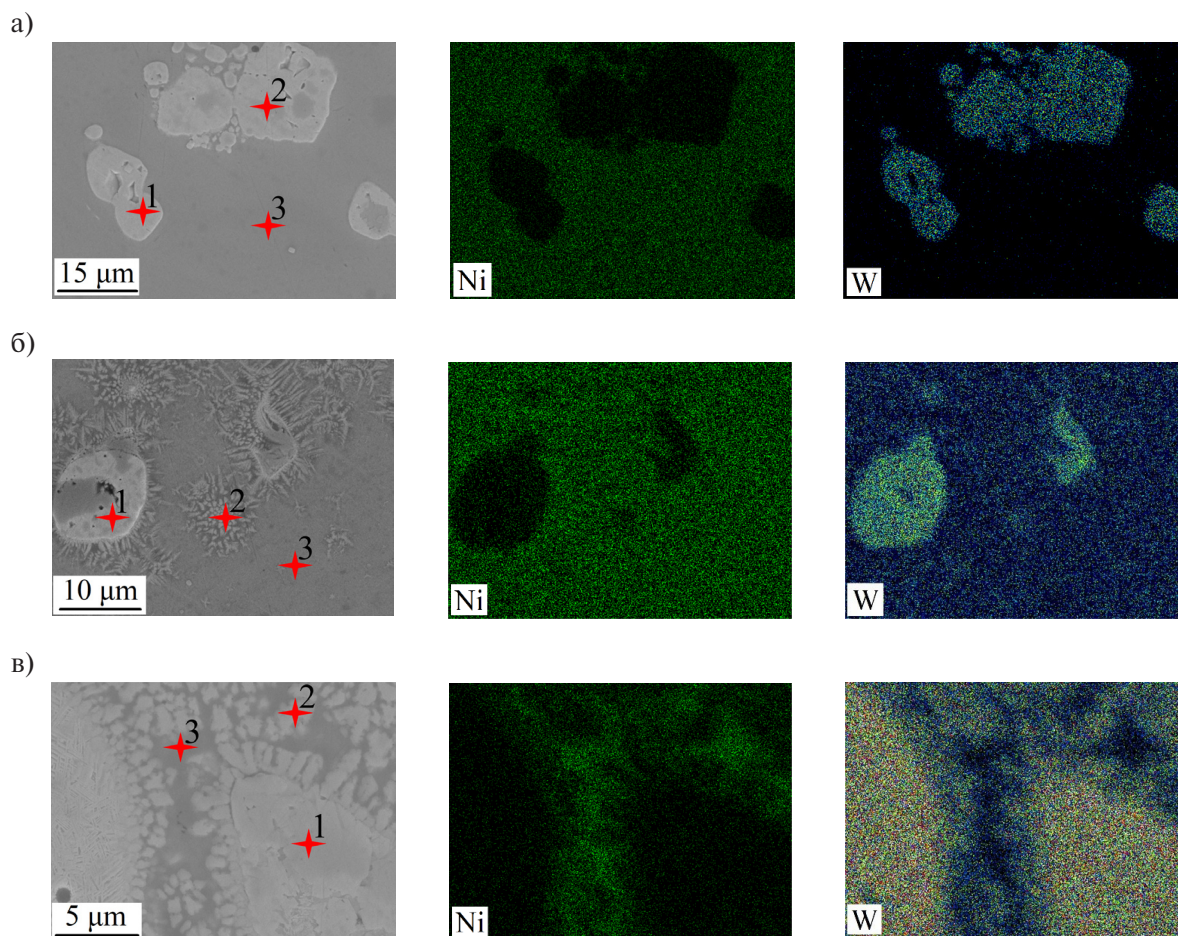


Рис. 4. Результаты исследования химического состава композитных образцов: а) композитный образец ВЖ159 + 20% WC, б) композитный образец ВЖ159 + 60% WC, в) композитный образец ВЖ159 + 80% WC
Fig. 4. Results of a chemical composition analysis in composite samples: a) composite sample VZh159 + 20% WC, б) composite sample VZh159 + 60% WC, c) composite sample VZh159 + 80% WC

В табл. 2 представлены результаты исследования химического состава полученных образцов по точкам, указанным на рис. 4. Так, в случае образца с содержанием 20% WC первые две точки не имеют в своем составе Ni и Cr, что свидетельствует о том, что это чистый WC.

В композитном материале с 60% WC второй точкой была выбрана дендритная структура, где происходит определение всех элементов, что может свидетельствовать о частичном смешении материалов. В случае, когда WC выступает в роли матрицы, происходит аналогичное второму образцу частичное растворение элементов. Предельная растворимость W в Ni составляет около 12 ат. %. В сплаве ВЖ159 не присутствует W, однако даже в образцах ВЖ159 + 20% WC в матрице уже наблюдается некоторое количество W, который мог туда попасть из распавшихся гранул WC.

Исследования фазового состава проводились только для композитного образца ВЖ159 + 80% WC, так как для более низкого содержания WC исследования уже проводились ранее [19]. Так, было установлено, что в системе W-Ni существуют три промежуточные фазы: $Ni_4W(\beta)$, $NiW(\delta)$ и $NiW_2(\gamma)$, а также твердые растворы на основе Ni и W. Растворимость W в (Ni) составляет 17,5 ат. % при эвтектической температуре, 16,3 ат. % при перитектоидной температуре 970°C и далее снижается до 11,8 ат. % при 500°C. В системе W-C установлено образование трех соединений: $W_2C(\beta)$, γWC_{1-x} и WC. Растворимость C в W составляет 0,7 ат. %. Соединение W_2C плавится конгруэнтно при 2785°C и 30 ат. %. Область гомогенности фазы W_2C соответствует 26–34 ат. % C при

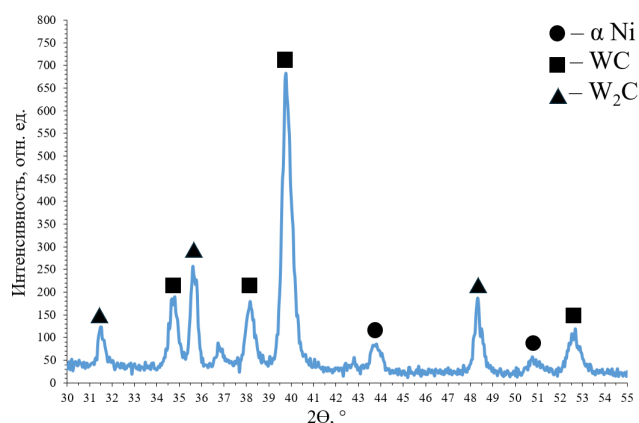


Рис. 5. Результаты исследования фазового состава композитного образца ВЖ159 + 80% WC

Fig. 5. Results of phase composition analysis of VZh159 composite sample containing 80% WC

температурах 2710–2740°C и примерно 30–35 ат. % С при температурах ниже 2200°C. Полиморфный переход $\beta\text{W}_2\text{C} \leftrightarrow \beta'\text{W}_2\text{C}$ осуществляется при температурах ниже 2490±30°C для сплава с 32,6 ат. % С и 2380±30°C для сплава с 33,4 ат. % С. Соединение $\beta\text{W}_2\text{C}$ распадается по эвтектидной реакции при температуре 2384°C на $\beta'\text{W}_2\text{C}$ и WC. Фаза WC кристаллизуется при температуре 2785±5°C по перитектической реакции в узком концентрационном интервале не более 1% (ат.).

Таблица 2

Результаты исследования химического состава композитных образцов (основные элементы)

Table 2

Chemical composition analysis of composite samples (major elements)

| Композитный образец | № цифры с рис. 3 | Ni, мас. % | Cr, мас. % | W, мас. % | C, мас. % |
|---------------------|------------------|------------|------------|-----------|-----------|
| ВЖ159 + 20 % WC | 1 | — | — | 87,69 | 12,31 |
| | 2 | — | — | 89,06 | 10,94 |
| | 3 | 56,3 | 26,23 | 7,08 | — |
| ВЖ159 + 60 % WC | 1 | — | — | 88,03 | 11,97 |
| | 2 | 20,64 | 13,37 | 49,17 | 11,59 |
| | 3 | 40,68 | 17,77 | 36,47 | — |
| ВЖ159 + 80 % WC | 1 | — | — | 85,77 | 14,23 |
| | 2 | 10,15 | 11,08 | 60,35 | 18,42 |
| | 3 | 66,04 | 9,94 | 24,02 | — |

На рис. 5 представлены результаты исследования фазового состава. Видно, что присутствует никель, который является основным элементом сплава ВЖ159, также присутствует WC, который был одним из компонентов подготовленных смесей, и, кроме того, в композитном образце присутствует соединение W₂C. Наличие данного соединения можно объяснить тем, что в процессе СЛП происходит расплавление частиц WC, и за счет диффузии происходит перераспределение химических элементов, которое приводит к образованию соединения W₂C.

В исследованиях микротвердости рассматривались матричные зоны композитных образцов: чистая матрица для образца ВЖ159 + 20% WC, матрица вблизи формирования дендритов для

ВЖ159 + 60% WC и зона ВЖ159 для образца и ВЖ159 + 80% WC. Полученные значения микротвердости представлены в табл. 3. Из таблицы видно, что наибольшее значение микротвердости выявлено у образца с составом ВЖ159 + 80% WC, а наименьшее значение — у образца с минимальным содержанием WC. То есть при увеличении количества WC помимо упрочнения композитных образцов за счет наличия армирующего материала происходит упрочнение матрицы за счет растворения в ней частиц WC. Это может привести к повышению прочностных характеристик. Однако WC является хрупким материалом. С увеличением его содержания в сплаве пластичность материала снижается. Это значит, что сплав с большим содержанием WC будет более склонен к разрушению при нагрузке, чем сплав с меньшим содержанием WC. Необходимо проведение дополнительных исследований (механический испытаний) для более четкого понимания влияния вышеописанного эффекта.

Таблица 3

Результаты исследования микротвердости композитных образцов

Table 3

Microhardness testing results of composite samples

| Композитный образец | Рассматриваемая область | Значение микротвердости, НВ |
|---------------------|---|-----------------------------|
| ВЖ159 + 20% WC | Чистая матрица ВЖ159 | 423,5 |
| ВЖ159 + 60% WC | Матрица ВЖ159 вблизи формирования дендритов | 877,3 |
| ВЖ159 + 80% WC | Матрица WC с дендритами | 1122,9 |

Выводы

В данной статье были проведены исследования дефектов, микроструктуры, химического и фазового составов, а также твердости в композитных образцах ВЖ159 + WC, составы которых могут быть использованы для изготовления ФГМ. На основании результатов проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. После изготовления композитных образцов методом СЛП в них видны нерастворенные частицы WC и поры в гранулах данного материала, отсутствуют другие дефекты.
2. При увеличении содержания WC в композитных материалах происходит изменение микроструктуры — увеличение количества дендритов WC в матрице композита. В образцах ВЖ159 + 20 % WC в матрице уже наблюдается некоторое количество W, который мог туда попасть из распавшихся гранул WC.
3. Установлено, что при увеличении количества WC в композитных образцах микротвердость матрицы возрастает и достигает 1122,9 НВ при 80% WC.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Bhong M., Khan T.K.H., Devade K., Krishna B.V., Sura S., Eftikhaar H.K., Thethi H.P., Gupta N. Review of composite materials and applications, Materials Today: Proceedings, (2023) 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.10.026>
- [2] Egbo M.K. A fundamental review on composite materials and some of their applications in biomedical engineering, Journal of King Saud University — Engineering Sciences, 33(8) (2021) 557–568. <https://doi.org/10.1016/j.jksues.2020.07.007>
- [3] Bahl S. Fiber reinforced metal matrix composites — a review, Materials Today: Proceedings, 39(1) (2021) 317–323. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.423>

- [4] **Minasyan T., Hussainova I.** Laser Powder-Bed Fusion of Ceramic Particulate Reinforced Aluminum Alloys: A Review, *Materials*, 15(7) (2022) 2467. <https://doi.org/10.3390/ma15072467>
- [5] **Raju A., Shanmugaraja M.** Recent researches in fiber reinforced composite materials: A review, *Materials Today: Proceedings*, 46(19) (2021) 9291–9296. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.141>
- [6] **Swolfs Y., Verpoest I., Gorbatiikh L.** Recent advances in fibre-hybrid composites: materials selection, opportunities and applications, *International Materials Reviews*, 64(4) (2019) 181–215. <https://doi.org/10.1080/09506608.2018.1467365>
- [7] **Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H.** Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies, *Journal of Materials Research and Technology*, 13 (2021) 1628–1664. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.05.022>
- [8] **Ren L., Wang Z., Ren L., Han Z., Liu Q., Song Z.** Graded biological materials and additive manufacturing technologies for producing bioinspired graded materials: An overview, *Composites Part B: Engineering*, 242 (2022) 110086. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.110086>
- [9] **Li Y., Feng Z., Hao L., Huang L., Xin C., Wang Y., Bilotti E., Essa K., Zhang H., Li Z., Yan F., Peijs T.** A Review on Functionally Graded Materials and Structures via Additive Manufacturing: From Multi-Scale Design to Versatile Functional Properties, *Advanced Materials Technologies*, 5(6) (2020) 1900981. <https://doi.org/10.1002/admt.201900981>
- [10] **Reichardt A., Shapiro A.A., Otis R., Dillon R.P., Borgonia J.P., McEnerney B.W., Hosemann P., Beese A.M.** Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials, *International Materials Reviews*, 66(1) (2021) 1–29. <https://doi.org/10.1080/09506608.2019.1709354>
- [11] **Ansari M., Jabari E., Toyserkani E.** Opportunities and challenges in additive manufacturing of functionally graded metallic materials via powder-fed laser directed energy deposition: A review, *Journal of Materials Processing Technology*, 294 (2021) 117117. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117117>
- [12] **Yan L., Chen Y., Liou F.** Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition, *Additive Manufacturing*, 31 (2020) 100901. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100901>
- [13] **Zhang C., Chen F., Huang Z., Jia M., Chen G., Ye Y., Lin Y., Liu W., Chen B., Shen Q., Zhang L., Lavernia E.J.** Additive manufacturing of functionally graded materials: A review, *Materials Science and Engineering A*, 764 (2019) 138209. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138209>
- [14] **Liu G., Zhang X., Chen X., He Y., Cheng L., Huo M., Yin J., Hao F., Chen S., Wang P., Yi S., Wan L., Mao Z., Chen Z., Wang X., Cao Z., Lu J.** Additive manufacturing of structural materials, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 145 (2021) 100596. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2020.100596>
- [15] **Ma Z., Liu W., Li W., Liu H., Song J., Liu Y., Huang Y., Xia Y., Wang Z., Liu B., Lv Z., Hu G., Wang T., Li T., Liu S., Zhang Y.** Additive manufacturing of functional gradient materials: A review of research progress and challenges, *Journal of Alloys and Compounds*, 971 (2024) 172642. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.172642>
- [16] **Fomin V.M., Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M., Filippov A.A.** Creation of a functionally gradient material by the selective laser melting method, *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 61(5) (2020) 878–887. <https://doi.org/10.1134/S0021894420050235>
- [17] **Chen C., Huang B., Liu Z., Li Y., Zou D., Liu T., Chang Y., Chen L.** Additive manufacturing of WC–Co cemented carbides: Process, microstructure, and mechanical properties, *Additive Manufacturing*, 63 (2023) 103410. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103410>
- [18] **Kang N., Ma W., Heraud L., El Mansori M., Li F., Liu M., Liao H.** Selective laser melting of tungsten carbide reinforced maraging steel composite, *Additive Manufacturing*, 22 (2018) 104–110. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.04.031>
- [19] **Li Z., Teng B., Yao B., Liu J.** Microstructure and mechanical properties of WC reinforced 18Ni300 composites produced by selective laser melting, *Materials Characterization*, 180 (2021) 111406. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111406>

[20] Fries S., Genilke S., Wilms M.B., Seimann M., Weisheit A., Kaletsch A., Bergs T., Schleifenbaum J.H., Broeckmann C. Laser-Based Additive Manufacturing of WC–Co with High-Temperature Powder Bed Preheating, *Steel Research International*, 91(3) (2020) 1900511. <https://doi.org/10.1002/srin.201900511>

[21] Zhang H., Gu D., Ma C., Guo M., Yang J., Zhang H., Chen H., Li C., Svyarenko K., Kosiba K. Understanding tensile and creep properties of WC reinforced nickel-based composites fabricated by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 802 (2021) 140431. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140431>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ГРАЧЕВА Анна Максимовна — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: gracheva.am@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-2567-3332>

ПОЛОЗОВ Игорь Анатольевич — доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: igor.pozov@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5380-3072>

РЕПНИН Арсений Вячеславович — инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: repnin_arseniy@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-3157-3317>

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

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

REFERENCES

[1] M. Bhong, T.K.H. Khan, K. Devade, B.V. Krishna, S. Sura, H.K. Eftikhaar, H.P. Thethi, N. Gupta, Review of composite materials and applications, *Materials Today: Proceedings*, (2023) 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.10.026>

[2] M.K. Egbo, A fundamental review on composite materials and some of their applications in biomedical engineering, *Journal of King Saud University – Engineering Sciences*, 33(8) (2021) 557–568. <https://doi.org/10.1016/j.jksues.2020.07.007>

[3] S. Bahl, Fiber reinforced metal matrix composites – a review, *Materials Today: Proceedings*, 39(1) (2021) 317–323. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.423>

[4] T. Minasyan, I. Hussainova, Laser Powder-Bed Fusion of Ceramic Particulate Reinforced Aluminum Alloys: A Review, *Materials*, 15(7) (2022) 2467. <https://doi.org/10.3390/ma15072467>

[5] A. Raju, M. Shanmugaraja, Recent researches in fiber reinforced composite materials: A review, *Materials Today: Proceedings*, 46(19) (2021) 9291–9296. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.141>

[6] Y. Swolfs, I. Verpoest, L. Gorbatikh, Recent advances in fibre-hybrid composites: materials selection, opportunities and applications, *International Materials Reviews*, 64(4) (2019) 181–215. <https://doi.org/10.1080/09506608.2018.1467365>

[7] R. Ghanavati, H. Naffakh-Moosavy, Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies, *Journal of Materials Research and Technology*, 13 (2021) 1628–1664. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.05.022>

- [8] **L. Ren, Z. Wang, L. Ren, Z. Han, Q. Liu, Z. Song**, Graded biological materials and additive manufacturing technologies for producing bioinspired graded materials: An overview, *Composites Part B: Engineering*, 242 (2022) 110086. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.110086>
- [9] **Y. Li, Z. Feng, L. Hao, L. Huang, C. Xin, Y. Wang, E. Bilotti, K. Essa, H. Zhang, Z. Li, F. Yan, T. Peijs**, A Review on Functionally Graded Materials and Structures via Additive Manufacturing: From Multi-Scale Design to Versatile Functional Properties, *Advanced Materials Technologies*, 5(6) (2020) 1900981. <https://doi.org/10.1002/admt.201900981>
- [10] **A. Reichardt, A.A. Shapiro, R. Otis, R.P. Dillon, J.P. Borgonia, B.W. McEnerney, P. Hosemann, A.M. Beese**, Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials, *International Materials Reviews*, 66(1) (2021) 1–29. <https://doi.org/10.1080/09506608.2019.1709354>
- [11] **M. Ansari, E. Jabari, E. Toyserkani**, Opportunities and challenges in additive manufacturing of functionally graded metallic materials via powder-fed laser directed energy deposition: A review, *Journal of Materials Processing Technology*, 294 (2021) 117117. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117117>
- [12] **L. Yan, Y. Chen, F. Liou**, Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition, *Additive Manufacturing*, 31 (2020) 100901. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100901>
- [13] **C. Zhang, F. Chen, Z. Huang, M. Jia, G. Chen, Y. Ye, Y. Lin, W. Liu, B. Chen, Q. Shen, L. Zhang, E.J. Lavernia**, Additive manufacturing of functionally graded materials: A review, *Materials Science and Engineering A*, 764 (2019) 138209. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138209>
- [14] **G. Liu, X. Zhang, X. Chen, Y. He, L. Cheng, M. Huo, J. Yin, F. Hao, S. Chen, P. Wang, S. Yi, L. Wan, Z. Mao, Z. Chen, X. Wang, Z. Cao, J. Lu**, Additive manufacturing of structural materials, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 145 (2021) 100596. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2020.100596>
- [15] **Z. Ma, W. Liu, W. Li, H. Liu, J. Song, Y. Liu, Y. Huang, Y. Xia, Z. Wang, B. Liu, Z. Lv, G. Hu, T. Wang, T. Li, S. Liu, Y. Zhang**, Additive manufacturing of functional gradient materials: A review of research progress and challenges, *Journal of Alloys and Compounds*, 971 (2024) 172642. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.172642>
- [16] **V.M. Fomin, A.A. Golyshev, A.G. Malikov, A.M. Orishich, A.A. Filippov**, Creation of a functionally gradient material by the selective laser melting method, *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 61(5) (2020) 878–887. <https://doi.org/10.1134/S0021894420050235>
- [17] **C. Chen, B. Huang, Z. Liu, Y. Li, D. Zou, T. Liu, Y. Chang, L. Chen**, Additive manufacturing of WC–Co cemented carbides: Process, microstructure, and mechanical properties, *Additive Manufacturing*, 63 (2023) 103410. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103410>
- [18] **N. Kang, W. Ma, L. Heraud, M. El Mansori, F. Li, M. Liu, H. Liao**, Selective laser melting of tungsten carbide reinforced maraging steel composite, *Additive Manufacturing*, 22 (2018) 104–110. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.04.031>
- [19] **Z. Li, B. Teng, B. Yao, J. Liu**, Microstructure and mechanical properties of WC reinforced 18Ni300 composites produced by selective laser melting, *Materials Characterization*, 180 (2021) 111406. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111406>
- [20] **S. Fries, S. Genilke, M.B. Wilms, M. Seimann, A. Weisheit, A. Kaletsch, T. Bergrs, J.H. Schleifenbaum, C. Broeckmann**, Laser-Based Additive Manufacturing of WC–Co with High-Temperature Powder Bed Preheating, *Steel Research International*, 91(3) (2020) 1900511. <https://doi.org/10.1002/srin.201900511>
- [21] **H. Zhang, D. Gu, C. Ma, M. Guo, J. Yang, H. Zhang, H. Chen, C. Li, K. Svyarenko, K. Kosiba**, Understanding tensile and creep properties of WC reinforced nickel-based composites fabricated by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 802 (2021) 140431. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140431>

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Anna M. GRACHEVA – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: gracheva.am@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-2567-3332>

Igor A. POLOZOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: igor.polozov@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5380-3072>

Arseniy V. REPNIN – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: repnin_arseniy@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-3157-3317>

Anatoliy A. POPOVICH – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

Поступила: 10.09.2024; Одобрена: 13.10.2024; Принята: 23.10.2024.

Submitted: 10.09.2024; Approved: 13.10.2024; Accepted: 23.10.2024.

Научная статья

УДК 553.981.2:658.58

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30410>



С.А. Ялыгин¹, Н.О. Шапошников²,
Б.С. Ермаков², О.В. Швецов² ✉

¹ ПАО «Газпром нефть», Санкт-Петербург, Россия;

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

✉ shvec_off@mail.ru

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК СТАЛИ 10

Аннотация. Экспериментально исследовано влияние микроструктуры на усталостные свойства и механизмы разрушения сварных соединений стали 10, применяемых в свайном фундаменте. Установлено, что причиной возникновения и развития повторных трещин в строительных конструкциях, где были выполнены ремонтные сварочные работы в холодное время года, является высокая скорость охлаждения сварного соединения, приводящая к возникновению в участке перегрева зоны термического влияния структуры Видманштеттена. Соответственно, подобные структуры являются не пригодными к восприятию знакопеременных нагрузок. Однако для обеспечения работоспособности ремонтных сварных соединений, выполненных в холодное время года, необходимо проведение дополнительных технологических операций, способствующих снижению скорости охлаждения.

Ключевые слова: сваи, сталь 10, ЗТВ, микроструктура Видманштеттена, усталость, предел выносливости, усталостное разрушение.

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания «Разработка моделей деградации служебных свойств металлических и композиционных материалов для строительства в условиях многолетнемерзлых грунтах» (FSEG-2024-0009).

Для цитирования:

Ялыгин С.А., Шапошников Н.О., Ермаков Б.С., Швецов О.В. Влияние температуры эксплуатации на характер разрушения и усталостные свойства сварных соединений из трубных заготовок стали 10 // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 4. С. 119–129. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30410>



S.A. Yalygin¹, N.O. Shaposhnikov²,
B.S. Ermakov², O.V. Shvetsov² ✉

¹ Gazprom Neft PJSC, St. Petersburg, Russia;

² Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, Russia

✉ shvec_off@mail.ru

THE EFFECT OF OPERATING TEMPERATURE ON THE NATURE OF FRACTURE AND FATIGUE PROPERTIES OF WELDED JOINTS MADE OF STEEL 10 PIPE BLANKS

Abstract. The effect of microstructure on fatigue properties and fracture mechanisms of welded joints of steel 10 used in pile foundations has been experimentally investigated. It has been established that the cause of the occurrence and development of repeated cracks in building structures where repair welding work was performed in the cold season is the high cooling rate of the welded joint, leading to the appearance of an overheating of the Widmanstätten structure in the section of the heat-affected zone. Accordingly, such structures are unsuitable for the perception of alternating loads. However, in order to ensure the operability of repair welded joints made in the cold season, it is necessary to perform additional technological operations that reduce the cooling rate.

Keywords: piles, steel 10, HAZ, Widmanstätten microstructure, fatigue, endurance limit, fatigue failure.

Acknowledgements: The research was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state assignment “Development of models of degradation of service properties of metallic and composite materials for construction in permafrost soils” (FSEG-2024-0009).

Citation:

Yalygin S.A., Shaposhnikov N.O., Ermakov B.S., Shvetsov O.V., The effect of operating temperature on the nature of fracture and fatigue properties of welded joints made of steel 10 pipe blanks, *Global Energy*, 30 (04) (2024) 119–129, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30410>

Введение. Основные предприятия по добыче и первичной переработке нефти и газа все больше перемещаются в наиболее удаленные северные регионы страны, характеризующиеся длительным временным периодом экстремально низких температур, повышенной влажностью и обводненностью территории, практически полным отсутствием транспортной доступности, что делает весьма затруднительным и дорогостоящим процесс поставки запасных частей и конструкций к объектам добычи и переработки сырья. К настоящему времени основными регионами добычи полезных ископаемых стали удаленные и труднодоступные области, расположенные в Западной и Восточной Сибири. Так, более 90% добычи природного газа и большую часть нефти в нашей стране добывают на территории Ямало-Ненецкого автономного округа [1–3].

Это выдвигает необходимость организации на разрабатываемых месторождениях полноразмерных предприятий, в состав которых входят ремонтно-восстановительные службы, оснащенные современным комплексом оборудования и способные проводить ремонтно-восстановительные работы в неблагоприятных климатических условиях. К числу таких работ в первую очередь относятся сварочные операции, часть из которых должна выполняться на открытом воздухе в зимние месяцы.

Обустройство новых площадок добычи и переработки должно соответствовать требованиям [4], регламентирующим перечень технологического оборудования объектов основного производства обустройства нефтяных месторождений. Согласно этим ведомственным строительным нормам, оборудование обустройства нефтяных месторождений представляет собой сложный производственный комплекс, в котором можно выделить несколько основных технологических групп. К их числу принадлежит ряд объектов, оборудование которых подвержено значительным циклическим нагрузкам, воспринимаемым строительными конструкциями, в которых это оборудование расположено. Это каркасные здания и здания с несущими стенами; блочно-комплектные сооружения, в которых находится компрессорное и насосное оборудование, мощные вентиляторные системы, прессы и другие агрегаты; объекты, воспринимающие циклическую ветровую нагрузку, например линии электропередач и осветительные мачты. Зачастую насосное, компрессорное и другое оборудование монтируется в необогреваемых зданиях и помещениях, поэтому их несущие конструкции, например металлические свайные фундаменты и колонны, в ходе эксплуатации испытывают не только циклическое, но и низкотемпературное воздействие, а восстановительные наплавки возникающих трещин и других дефектов этих конструкций осуществляются, в том числе, и в зимние холодные месяцы. В связи с этим проблема выбора технологии сварки, обеспечения надежности ремонтных работ становится крайне актуальной и требует дополнительного анализа [5–8].

При строительстве и обустройстве месторождений допускается использовать углеродистые и низколегированные стали [9, 10]. Например, свайные фундаментные и другие строительные конструкции могут изготавливаться из труб, поставляемых по ГОСТ 10704-91 и изготовленных из углеродистых конструкционных спокойных и полуспокойных сталей.

Целью настоящей работы являлась оценка надежности и долговечности ремонтных сварных соединений, выполненных в зимние месяцы на строительных конструкциях, испытывающих циклическое воздействие от установленного на нем оборудования.

Методы и материалы

Для проведения исследований были использованы вырезки из трубных элементов строительных конструкций диаметром 159 и 219 мм, изготовленных из спокойной углеродистой стали 10 ГОСТ 1050-2013 после выполнения на них ремонтно-восстановительных сварочных работ в условиях температуры наружного воздуха $-22 \dots -25^{\circ}\text{C}$ и влажности около 90% и повторно поврежденных трещинами, развившимися в зоне термического влияния (ЗТВ) ремонтной заварки. Ремонтные швы были выполнены методом ручной электродуговой сварки по режимам, принятым для данной марки стали.

Для проверки соответствия химического состава исследуемых образцов требованиям ГОСТ 1050-2013 был выполнен микрорентгеноспектральный анализ. Показано, что содержание основных химических компонентов в исследуемых образцах полностью соответствует стандартным значениям (табл. 1).

Для определения фактических механических свойств основного металла и ремонтных сварных соединений проводились испытания на статическое растяжение с использованием испытательной машины Instron 8801, результаты приведены в табл. 2. Испытания на многоцикловую усталость проводились согласно стандарту ГОСТ 25.502-79 с использованием стендовой установки, позволяющей реализовывать знакопеременные нагрузки. Образцы для металлографических исследований подготавливались из рабочей части образцов после испытаний на усталость в продольном направлении с использованием шлифовально-полировального станка Buehler EcoMet 4. Затем полированную поверхность шлифа подвергали травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте. Исследования микроструктуры проводили методами оптической металлографии при различных увеличениях на микроскопе Reichert-Jung MeAF-3A и количественном анализаторе изображений ThixometPro.

Таблица 1

Химический состав металла вырезок

Table 1

Chemical composition of the metal of the cuttings

| Материал | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Cu |
|----------------|-----------|-----------|-----------|--------|--------|-------|-------|-------|
| Вырезка 1 | 0,08 | 0,28 | 0,41 | 0,021 | 0/014 | 0,19 | 0,24 | 0,09 |
| Вырезка 2 | 0,11 | 0,31 | 0,54 | 0,017 | 0,022 | 0,22 | 0,11 | 0,19 |
| ГОСТ 1050-2013 | 0,07–0,14 | 0,17–0,37 | 0,35–0,65 | <0,030 | <0,035 | <0,25 | <0,30 | <0,30 |

Результаты

В табл. 2 приведены результаты исследований механических свойств основного металла и ЗТВ ремонтных сварных швов. Причина исследования именно ЗТВ ремонтного сварного соединения заключалась в том, что обнаруженные усталостные дефекты в местах восстановительной наплавки были обнаружены только в ЗТВ сварных соединений, дефектов в металле шва обнаружено не было.

Таблица 2

Механические свойства основного металла и ЗТВ

Table 2

Mechanical properties of the base metal and HAZ

| T, °C | Основной металл | | | | Зона термического влияния | | | |
|-------|------------------|----------------------|----------------|--------------------------|---------------------------|------------------|----------------------|----------------|
| | σ_b , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ_5 , % | KCU, кДж/см ² | KCU, кДж/см ² | σ_b , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ_5 , % |
| 20°C | 356/401* | 225/242 | 35/33 | 278/272 | 61/57 | 545/560 | 502/511 | 8/6 |
| –20°C | 407/434 | 244/261 | 28/24 | 224/206 | 14/12 | 570/583 | 540/552 | 7/4 |
| –40°C | 472/481 | 330/372 | 17/13 | 198/180 | — | 610/607 | — | — |
| –50°C | 515/525 | — | — | — | — | 640/634 | — | — |

* В числителе — вырезка 1; в знаменателе — вырезка 2

Установлено, что при температуре испытаний до –20°C основной металл трубных вырезок сохраняет вязкий механизм разрушения, при –40°C основным становится механизм квазискола, а при более низких температурах — хрупкого разрушения — скола; в ЗТВ ремонтных швов квазихрупкое разрушение отмечено в диапазоне +20 ... –20°C, причем относительное удлинение образцов наблюдалось даже при положительных климатических температурах ниже требований, предъявляемых к металлу труб ГОСТ 1050-2013. На рис. 1 показана микроструктура металла в зоне усталостного разрушения сварного соединения. Структура представляет собой грубую игольчатую структуру с разорванной ферритной сеткой по границам зерен — структурой типа видманштеттеновых структур [11], ориентировочно соответствующей 4–5 баллам ряда А шкалы 4 ГОСТ 5640-2020.

Определение участка ЗТВ, где вероятность образований усталостной трещины будет максимальна, было проведено путем моделирования процесса сварки на образцах из стали 10, вырезанных из прямошовных сварных труб (ГОСТ 10705-80) в лабораторных условиях. С этой целью операция сварки была выполнена в двух вариантах. Первый — в условиях, максимально приближенных к тем, которые были отмечены при проведении ремонтных работ на строительных

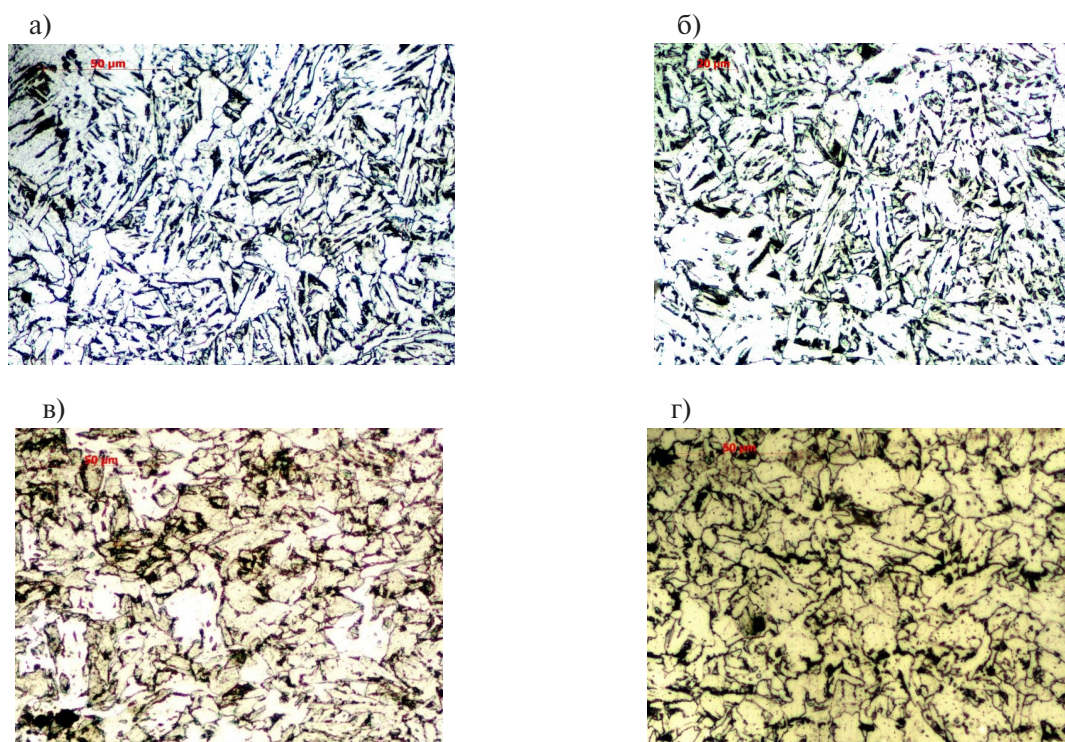


Рис. 1. Микроструктура металла в зоне усталостной трещины конструкции после сварки при пониженной температуре (а), модельного сварного соединения (зона игольчатых кристаллов) после сварки при температуре -23°C (б), модельного сварного соединения после сварки при температуре $+22^{\circ}\text{C}$ (в) и после наложения отжигающего валика (г)

Fig. 1. Microstructure of metal in the fatigue crack zone of the structure after welding at a reduced temperature (а), a model welded joint (needle crystal zone) after welding at a temperature of -23°C (б), a model welded joint after welding at a temperature of $+22^{\circ}\text{C}$ (с) and after applying an annealing weld (d)

конструкциях: температура воздуха в момент проведения сварочных работ составляла -23°C , влажность воздуха – около 82%; второй – в помещении при температуре $+22^{\circ}\text{C}$ и влажности 37% [12, 13].

Определение участка с минимальным уровнем вязкости было проведено с использованием пробы Чабелки [14, 15] для двух групп образцов, сваренных при положительной и отрицательной температурах воздуха (табл. 3).

В результате проведенных испытаний было определено, что минимальный уровень ударной вязкости ЗТВ получен в зоне, отстоящей от границы сплавления на ~ 2 мм в зоне крупных игольчатых кристаллов структур типа структуры Видманштеттена, характеризующихся повышенной твердостью и почти полным отсутствием пластичности и ударной вязкости (ГОСТ 5640-2020). Разница в ударной вязкости, отличающаяся более чем в семь раз при сварке при положительных и пониженных температурах, объясняется интенсивностью образования структур Видманштеттена – при положительных температурах в структуре ЗТВ отмечены только отдельные участки игольчатой структуры, соответствующие 1–2 баллам ряда А шкалы 4 ГОСТ 5640-2020, при отрицательных – ярко выраженная игольчатая структура 4–5 баллов. Подобные структуры, отличающиеся повышенной твердостью и хрупкостью, являются естественными концентраторами напряжений и служат местом зарождения трещины.

Как следует из приведенных данных, основной причиной повторного трещинообразования конструкций после восстановительных наплавки явилась неблагоприятная структура ЗТВ, прилегающей к границе сплавления сварного шва, связанная с ускоренным охлаждением металла после

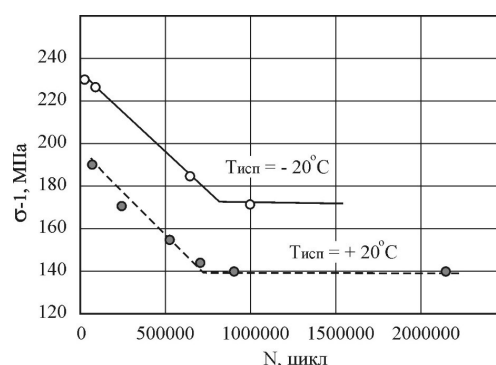


Рис. 2. S-N кривые усталости образцов после сварки при положительных температурах.
Испытания в диапазоне температур +20°C ... -20°C

Fig. 2. S-N fatigue curves of samples after welding at positive temperatures.
Tests in the temperature range of +20°C ... -20°C

сварки. Для подтверждения подобного утверждения на металле вырезок и модельных образцах были проведены усталостные испытания сварных соединений при положительных и отрицательных температурах окружающей среды после сварки, которая была осуществлена при температурах -23°C и +22°C [16]. На рис. 2 представлена S-N зависимость модельных образцов, сваренных при положительных температурах и испытанных в диапазоне температур от +20°C до -20°C.

Таблица 3

Ударная вязкость металла сварных соединений

Table 3

Impact toughness of metal welded joints

| КСУ, кДж/см ² | +22°C | -23°C |
|--|-------|-------|
| Металл шва | 198 | 161 |
| Граница сплавления — зона крупных равноосных зерен | 81 | 74 |
| Зона перегрева (2 мм от границы сплавления) — игольчатая структура | 74 | 11 |
| Зона A _{c3} | 174 | 152 |
| Зона A _{c1} | 145 | 97 |
| Зона деформационного старения | 129 | 51 |

На рис. 3 представлена S-N зависимость модельных образцов, сваренных при положительных температурах и испытанных в диапазоне температур от -20°C до -40°C.

Анализ результатов рис. 2 и 3 показал, что для металла сварных соединений, полученных при положительных температурах, наблюдается повышение предела выносливости сварного соединения при понижении температуры испытания до -20°C, что может быть связано с общим повышением прочностных свойств металла. В целом сварка при положительных климатических температурах не оказывает сколь-нибудь заметного влияния на работоспособность строительных конструкций при температурах до -20°C, что подтверждается результатами контроля за ремонтными сварными соединениями на действующих объектах [17].

Однако дальнейшее понижение температуры до -40°C приводит к определенному росту ее прочности при циклическом нагружении только на определенном числе циклов нагружения (рис. 3). Увеличение числа циклов нагружения до ~2 · 10⁶ вызывает определенное снижение

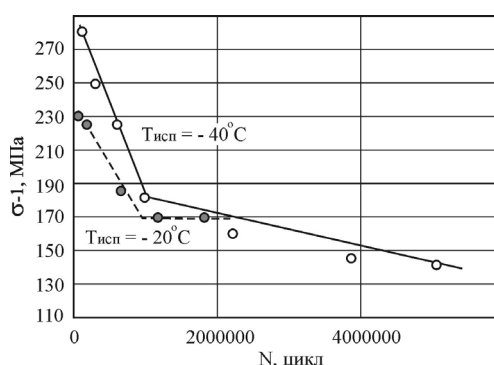


Рис. 3. S-N кривые усталости образцов после сварки при положительных температурах.
Испытания в диапазоне температур $-20^{\circ}\text{C} \dots -40^{\circ}\text{C}$

Fig. 3. S-N fatigue curves of samples after welding at positive temperatures.
Tests in the temperature range of $-20^{\circ}\text{C} \dots -40^{\circ}\text{C}$

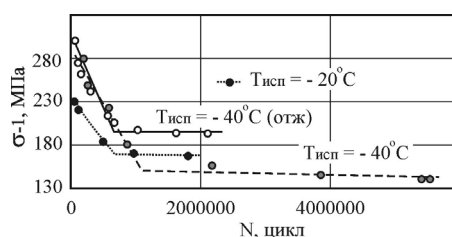


Рис. 4. S-N кривые усталости модельных образцов

Fig. 4. S-N fatigue curves of model samples

усталостной прочности. Это противоречит признанному факту, что с понижением температуры усталостная прочность материала должна расти [16]. Вероятно, это может быть объяснено следующими факторами: крайне неравновесным структурным состоянием ЗТВ, частотой нагружения, сложным напряженным состоянием, связанным с высоким уровнем остаточных сварочных напряжений в ремонтном сварном соединении. Подобная картина наблюдается и после сварки при отрицательных температурах (рис. 4).

Снижение усталостной прочности без заметного выхода на горизонтальный участок предела выносливости при испытаниях при температурах -40°C (рис. 3, 4) указывает, что разрушение происходит из-за лавинообразного накопления дислокаций, характерного для высокопрочных материалов, и, вероятно, может быть объяснено наличием в ЗТВ грубой игольчатой структуры.

С целью уточнения влияния структуры Видманштеттена на усталостную прочность стали в ходе сварки при температуре -23°C одного из модельных образцов был добавлен еще один отжигающий валик, позволяющий снизить скорость охлаждения сварного шва, уменьшить уровень остаточных сварочных напряжений. Анализ микроструктуры участка перегрева (рис. 1) показал, что введение дополнительной сварочной операции позволяет несколько стабилизировать структуру зоны перегрева и значительно повысить усталостную прочность сварного соединения (рис. 4).

Обсуждение

По результатам исследования было выявлено, что причиной возникновения и развития повторных трещин в строительных конструкциях, где были выполнены ремонтные сварочные работы в холодное время года, является высокая скорость охлаждения сварного соединения, приводящая к возникновению в участке перегрева ЗТВ структуры Видманштеттена с массивными

иглами и разорванной ферритной сеткой по границам зерен. Подобные структуры в участке перегрева ЗТВ ремонтных сварных соединений являются недопустимым дефектом, который превращает ЗТВ в область, абсолютно не пригодную к восприятию знакопеременных нагрузок. Для устранения такой структуры и обеспечения работоспособности ремонтных сварных соединений, выполненных в холодное время года, необходимо проведение дополнительных технологических операций, способствующих снижению скорости охлаждения, например послесварочный подогрев зоны ремонтного сварного шва или наложение отжигающего валика.

Выводы

Полученные результаты исследования влияния температуры эксплуатации на характер разрушения и циклические свойства сварных соединений трубных заготовок из стали 10 позволил заключить следующее. Грубая игольчатая структура с разорванной ферритной сеткой по границам зерен в зоне перегрева является недопустимой структурой в конструкции, подверженной циклическим нагрузкам, особенно при пониженных температурах эксплуатации. Доказана принципиальная возможность дальнейшего использования труб в отрицательных температурах после восстановительных и ремонтных работ при условии проведения технологических операций, позволяющих снизить скорость охлаждения после сварки, например нанесение отжигающего валика.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] **Dmitrievskiy A.N., Eremin N.A., Shabalin N.A., Basnieva I.K., Kondratyuk A.T.** The oil and gas potential of the north of the Siberian platform and adjacent shelf // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2021. Vol. 1201. Art. no. 012076. DOI: 10.1088/1757-899X/1201/1/012076
- [2] **Дмитриевский А.Н., Еремин Н.А., Хитров А.М.** О нефтегазоносности глубоких горизонтов северной части сибирской платформы // Геология, геофизика и разработка нефтяных и газовых месторождений. 2024. Т. 5. № 389. С. 5–15.
- [3] **Конторович А.Э., Бурштейн Л.М., Лившиц В.Р., Рыжкова С.В.** Главные направления развития нефтяного комплекса России в первой половине XXI века // Вестник Российской Академии наук. 2019. Т. 89. № 11. С. 1095–1104. DOI: 10.31857/S0869-587389111095-1104
- [4] Министерство нефтяной промышленности. Нормы и правила проектирования объектов нефтяной промышленности. Ведомственные нормы строительного проектирования. ВСН 39.1.06-84. 1982. 26 с.
- [5] **Слепцов О.И., Михайлов В.Е., Петушков В.Г.** Повышение прочности сварных конструкций для Севера. Новосибирск: Наука, 1989. 223 с.
- [6] **Rada J. D.** Design and analysis of fatigue resistant welding structures. USA: Abington Publishing, 1990. 380 p.
- [7] **Кривоносова Е.А., Язовских В.М., Вассерман Н.Н.** Структурные аспекты усталостного разрушения металла сварных швов // Тяжелое машиностроение. 2005. № 9. С. 20–23.
- [8] **Язовских В.М., Кривоносова Е.А., Шумяков В.И., Летягин И.Ю., Вылежнева Н.В.** Структурные факторы хладостойкости сварных швов // Сварочное производство. 2002. № 1. С. 12–14.
- [9] Министерство строительства и жилищно-коммунального хозяйства Российской Федерации (Минстрой России). Основания и фундаменты на вечномерзлых грунтах. СП 25.13330.2020. 2020. 136 с.
- [10] Министерство строительства и жилищно-коммунального хозяйства Российской Федерации (Минстрой России). Стальные конструкции. СП 16.13330.2017. 2017. 151 с.
- [11] **Cui K., Yang H., Yao S., Li Z., Wang G., Zhao H., Nan X.** Effects of V–N microalloying on microstructure and property in the welding heat affected zone of constructional steel // Metals. 2022. Vol. 12. Art. no. 480. DOI: 10.3390/met12030480

- [12] Sedmak A., Grbović A., Gubeljak N., Sedmak S., Budimir N. Numerical simulation of fatigue crack growth and fracture in welded joints using XFEM—A review of case studies // *Materials*. 2024. Vol. 17. Art. no. 5531. DOI: 10.3390/ma17225531
- [13] Milosevic N., Younise B., Sedmak A., Travica M., Mitrovic A. Evaluation of true stress–strain diagrams for welded joints by application of Digital Image Correlation // *Engineering Failure Analysis*. 2021. Vol. 128. Art. no. 105609. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105609
- [14] Копельман Л.А. Основы теории прочности сварных конструкций. СПб.: Лань, 2010. 464 с.
- [15] Федосеева Е.М. Влияние структуры и неметаллических включений на свойства сварных швов из стали Х65 // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. 2015. Т. 17. № 4. С. 76–88. DOI: 10.15593/2224-9877/2015.4.06
- [16] Мыльников В.В. Циклическая прочность и долговечность конструкционных материалов: монография. Нижний Новгород: Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, 2018. 177 с.
- [17] Braun M., Scheffer R., Fricke W., Ehlers S. Fatigue strength of fillet-welded joints at subzero temperatures // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2019. Vol. 43. No. 2. P. 403–416. DOI: 10.1111/ffe.13163

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЯЛЫГИН Сергей Алексеевич — старший менеджер программ по реализации проектов новых технологий, ОАО Газпром нефть, без степени.

E-mail: yalygin.s@mail.ru

ШАПОШНИКОВ Никита Олегович — главный инженер проекта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: shaposhnikovno@gmail.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9735-3800>

ЕРМАКОВ Борис Сергеевич — главный научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.

E-mail: ermakov55@bk.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-0932-2408>

ШВЕЦОВ Олег Викторович — инженер-исследователь, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: shvec_off@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9368-4074>

REFERENCES

- [1] A.N. Dmitrievskiy, N.A. Eremin, N.A. Shabalin, I.K. Basnieva, A.T. Kondratyuk, The oil and gas potential of the north of the Siberian platform and adjacent shelf, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 1201 (2021) 012076. DOI: 10.1088/1757-899X/1201/1/012076
- [2] A.N. Dmitrievskiy, N.A. Eremin, A.M. Khitrov, The oil and gas potential of the deep horizons in the northern part of the Siberian platform, *Geology, geophysics and development of oil and gas fields*, 5 (389) (2024) 5–15.
- [3] A.E. Kontorovich, L.M. Burshtein, V.R. Livshits, S.V. Ryzhkova, Main directions in the development of Russia's oil sector in the first half of the XXI century, *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 89 (11) (2019) 1095–1104. DOI: 10.31857/S0869-587389111095-1104

- [4] Ministerstvo neftianoi promyshlennosti [Ministry of Oil Industry]. Normy i pravila proektirovaniia ob"ektov neftianoi promyshlennosti. Vedomstvennye normy stroitel'nogo proektirovaniia [Norms and rules for designing oil industry facilities. Departmental standards for construction design]. VSN 39.1.06-84. 1982. 26 p.
- [5] **O.I. Sleptsov, V.E. Mikhailov, V.G. Petushkov**, Povyshenie prochnosti svarnykh konstrukttsii dlia Severa [Increasing the strength of welded structures for the North]. Novosibirsk: Nauka, 1989. 223 p.
- [6] **D. Radaj**, Design and analysis of fatigue resistant welding structures. USA: Abington Publishing, 1990. 380 p.
- [7] **E.A. Krivososova, V.M. Iazovskikh, N.N. Vasserman**, Strukturnye aspekty ustalostnogo razrusheniia metalla svarnykh shvov [Structural aspects of fatigue failure of weld metal], Tyazheloye Mashinostroyeniye [Heavy engineering], 9 (2005) 20–23.
- [8] **V.M. Iazovskikh, E.A. Krivososova, V.I. Shumiakov, I.Iu. Letiagin, N.V. Vylezhneva**, Strukturnye faktory khladoostoikosti svarnykh shvov [Structural factors of cold resistance of welded seams], Svarochnoe proizvodstvo [Welding Production], 1 (2002) 12–14.
- [9] Ministerstvo stroitel'stva i zhilishchno-kommunal'nogo khoziaistva Rossiiskoi Federatsii (Minstroii Rossii) [Ministry of Construction and Housing and Communal Services of the Russian Federation]. Osnovaniia i fundamente na vechnomerzlykh gruntakh [Foundations and bases on permafrost soils]. SP 25.13330.2020. 2020. 136 p.
- [10] Ministerstvo stroitel'stva i zhilishchno-kommunal'nogo khoziaistva Rossiiskoi Federatsii (Minstroii Rossii) [Ministry of Construction and Housing and Communal Services of the Russian Federation]. Stal'nye konstrukttsii [Steel structures]. SP 16.13330.2017. 2017. 151 s.
- [11] **K. Cui, H. Yang, S. Yao, Z. Li, G. Wang, H. Zhao, X. Nan**, Effects of V–N microalloying on microstructure and property in the welding heat affected zone of constructional steel, Metals, 12 (2022) 480. DOI: 10.3390/met12030480
- [12] **A. Sedmak, A. Grbović, N. Gubeljak, S. Sedmak, N. Budimir**, Numerical simulation of fatigue crack growth and fracture in welded joints using XFEM—A review of case studies, Materials, 17 (2024) 5531. DOI: 10.3390/ma17225531
- [13] **N. Milosevic, B. Younise, A. Sedmak, M. Travica, A. Mitrovic**, Evaluation of true stress–strain diagrams for welded joints by application of Digital Image Correlation, Engineering Failure Analysis, 128 (2021) 105609. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105609
- [14] **L.A. Kopel'man**, Osnovy teorii prochnosti svarnykh konstrukttsii [Fundamentals of the theory of strength of welded structures]. St. Petersburg: Lan', 2010. 464 p.
- [15] **E.M. Fedoseeva**, Influence of structure and nonmetallic inclusions on properties of welded seams from X65 steel, Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science, 17 (4) (2015) 76–88. DOI: 10.15593/2224-9877/2015.4.06
- [16] **V.V. Myl'nikov**, TSiklicheskaia prochnost' i dolgovechnost' konstruksionnykh materialov: monograph. Nizhny Novgorod: Nizhegorodskii gosudarstvennyi arkhitekturno-stroitel'nyi universitet, 2018. 177 p.
- [17] **M. Braun, R. Scheffer, W. Fricke, S. Ehlers**, Fatigue strength of fillet-welded joints at subzero temperatures, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 43 (2) (2019) 403–416. DOI: 10.1111/ffe.13163

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Sergey A. YALYGIN — *Gazprom Neft PJSC*.
E-mail: yalygin.s@mail.ru

Nikita O. SHAPOSHNIKOV — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.
E-mail: shaposhnikovno@gmail.com
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9735-3800>

Boris S. ERMAKOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: ermakov55@bk.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-0932-2408>

Oleg V. SHVETSOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: shvec_off@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9368-4074>

Поступила: 02.12.2024; Одобрена: 25.12.2024; Принята: 28.12.2024.

Submitted: 02.12.2024; Approved: 25.12.2024; Accepted: 28.12.2024.