

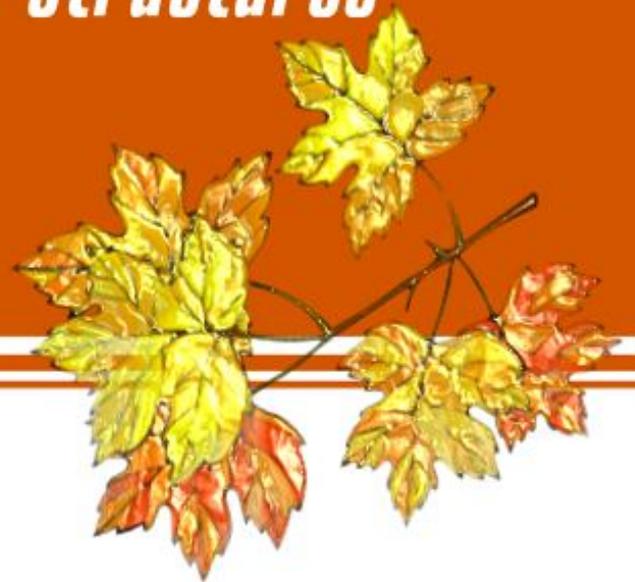
DREAM

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5

Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*



<http://dream-journal.org>

5,2024
September-October



Editor-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Gladkovsky**
Deputy Editors-in-Chief: **Evgenii Yu. Prosviryakov**

Editorial Council

Anatoly A. Burenin (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Ivan A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Yuliya V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)
Anatoly V. Kononov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Tatyana P. Lyubimova (Perm)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Vladimir A. Mironov (Ekaterinburg)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Artemiy A. Popov (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Evgeniy Yu. Raskatov (Ekaterinburg)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Vladimir P. Shveikin (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)

Elena E. Verstakova, editor of the English translation
Olga A. Verstakova, editor of Russian texts
Anna V. Garieva, maker-up
Galina V. Torlopova, associate editor
Raul N. Shakirov, site admin

Postal address: Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049,
Ekaterinburg, Russian Federation
phone: +7 (343) 375-35-83,
fax: +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>



Главный редактор: Смирнов Сергей Витальевич, д.т.н.
Заместитель главного редактора: **Сергей Викторович Гладковский, д.т.н.**
Заместитель главного редактора: **Евгений Юрьевич Просвиряков, д.ф.-м.н.**

Редакционный совет:

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Грум Янез, Ph.D, (Республика Словения)
Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)
Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)
Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)
Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)
Батаев Иван Анатольевич, д.т.н. (Новосибирск)
Беляев Александр Константинович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)
Буров Сергей Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)
Васьковский Владимир Олегович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Вичужанин Дмитрий Иванович, к.т.н. (Екатеринбург)
Дегтярь Владимир Григорьевич, академик РАН, д.т.н. (Миасс)
Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Залазинский Александр Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Коновалов Анатолий Владимирович, д.т.н. (Екатеринбург)
Костин Владимир Николаевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Любимова Татьяна Петровна, д.ф.-м.н. (Пермь)
Макаров Алексей Викторович, член-корр. РАН, д.т.н. (Екатеринбург)
Мионов Владимир Александрович, д.м.н. (Екатеринбург)
Мулюков Радик Рафикович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)
Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)
Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)
Плехов Олег Анатольевич, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Пермь)
Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)
Попов Артемий Александрович, д.т.н. (Екатеринбург)
Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)
Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)
Раскатов Евгений Юрьевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)
Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)
Швейкин Владимир Павлович, д.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык
Верстакова Ольга Андреевна – редактор текста
Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста
Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора
Шакиров Рауль Нурович, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:
Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УрО РАН
телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>

CONTENTS

Kotlov A. N., Shcherbakov E. A., and Ovsyannikov B. V. Kamensk-uralsky metallurgical works jsc is 80.KUMZ (1944–2024): development of engineering and technology	6
Sharapova V. A. USING THE TRIP effect to increase abrasive wear resistance of steel	30
Vandyshev A. B. Recommendations on optimizing a number of process and design parameters of membrane catalytic devices for producing high-purity hydrogen from crude hydrocarbons	46
Banshchikov S. I., Kolesnichenko I. V., Poluyanov A. O., and Khalilov R. I. Spin-up of the vortex flow of liquid metal in a thin layer placed in an alternating magnetic field	69
Akhmetshin L. R. Deformation properties of a metamaterial under changes in the sizes of the tetrachiral structure elements	79
Abdulmanova R. R., Tyusenkov A. S., and Bugai D. E. On the applicability of the 06KHN28MDT steel to the production of pipes resistant to sodium hydroxide solutions	88
Burov A. E. Probabilistic modeling of the load-bearing capacity of a composite pressure vessel	97
Surnin A. D. The effect of coolant flow rate on the cooling efficiency of a finned tube	107
Karagergi R. P., Kononov A. V., and Kozlov A. V. Verification of plastic strain values during ovalization of a ring specimen from a fuel element shell of a fast neutron reactor	117
Fedorov A. Yu. and Galkina E. B. Determination of the elastic constants of bricks on industrial samples in four-point bending tests	130
Gasanov B. G., Konko N. A., and Baev S. S. The effect of the method for producing chromium-nickel stainless steel powders on the strain state and properties of the outer cage of a spherical hinge joint	138
Prokopyev L. A., Golikov N. I., and Saraev Yu. N. Crack growth in the field of residual stresses in welded joints of pipelines used in a cold climate	159
Valiev E. Z. and Bobrovskii V. I. Spontaneous volume magnetostriction in antiferromagnets and its manifestation in an Fe–Rh alloy	170
Kogan L. K. and Stashkov A. N. The effect of the electrical resistivity of conductive copper connections on the reliability of testing the soldering quality of clamp side walls by the amplitude eddy current method	181
Pavlov P. V. and Vladimirov A. P. Defect detection in aviation plexiglass parts by analyzing the parameters of recorded speckle fields	195
DReaM Journal Editorial Board In memory of Nikita Fedorovich Morozov	208

СОДЕРЖАНИЕ

Котлов А. Н., Щербаков Е. А., Овсянников Б. В. Каменск-уральскому металлургическому заводу – 80! КУМЗ (1944–2024): развитие техники и технологии	6
Шарапова В. А. Использование trip-эффекта для повышения абразивной износостойкости стали	30
Вандышев А. Б. Рекомендации по оптимизации ряда технологических и конструктивных параметров мембранно-каталитических устройств получения высокочистого водорода из углеводородного сырья	46
Банщиков С. И., Колесниченко И. В., Полуянов А. О., Халилов Р. И. Разгон вихревого течения жидкого металла в плоском слое, помещенном в переменное магнитное поле	69
Ахметшин Л. Р. Деформационные свойства метаматериала при изменении размеров элементов тетрахиральной структуры	79
Абдильманова Р. Р., Тюсенков А. С., Бугай Д. Е. О возможности применения стали 06ХН28МДТ для изготовления труб, стойких в растворах гидроксида натрия	88
Буров А. Е. Вероятностное моделирование несущей способности металлокомпозитного бака высокого давления	97
Сурнин А. Д. Влияние скоростного режима подачи хладагента на охлаждающую способность оребренной трубки	107
Карагерги Р. П., Коновалов А. В., Козлов А. В. Верификация значений пластической деформации при овализации кольцевого образца из оболочки твэла реактора на быстрых нейтронах	117
Федоров А. Ю., Галкина Е. Б. Определение упругих постоянных для кирпичей на промышленных образцах при испытаниях на четырехточечный изгиб	130
Гасанов Б. Г., Конько Н. А., Баев С. С. Влияние способа получения порошков хромоникелевых нержавеющей сталей на деформированное состояние и свойства внешней обоймы сферического шарнирного узла	138
Прокопьев Л. А., Голиков Н. И., Сараев Ю. Н. Развитие трещин в поле остаточных напряжений сварных соединений трубопроводов, эксплуатирующихся в условиях холодного климата	159
Валиев Э. З., Бобровский В. И. Самопроизвольная объемная магнитострикция в антиферромагнетиках и ее проявление в сплаве Fe–Rh	170
Коган Л. Х., Сташков А. Н. Влияние удельного электросопротивления токоведущих медных соединений на достоверность контроля качества пайки боковых стенок хомутов амплитудным вихретоковым методом	181
Павлов П. В., Владимиров А. П. Определение дефектов деталей из органического авиационного стекла по анализу параметров регистрируемых спекл-полей	195
Редакционная коллегия журнала DReaM Памяти Никиты Федоровича Морозова.....	208



Received: 02.09.2024

Revised: 15.10.2024

Accepted: 25.10.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.006-029

**KAMENSK-URALSKY METALLURGICAL WORKS JSC IS 80.
KUMZ (1944–2024): DEVELOPMENT OF ENGINEERING AND TECHNOLOGY**

A. N. Kotlov^a, E. A. Shcherbakov, and B. V. Ovsyannikov^b, *

*Kamensk-Uralsky Metallurgical Works JSC,
5 Zavodskaya St., Kamensk-Uralsky, Sverdlovsk Region, 623405, Russia*

^{a)}  KotlovAN@kumw.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-8211-7979>  ovsyannikovbv@kumz.ru

*Corresponding author. Email: ovsyannikovbv@kumz.ru

Address for correspondence: ul. Zavodskaya, 5, Kamensk-Uralsky, Sverdlovsk Obl., 623405, Russia
Tel.: +7 (904) 988-8505

Kamensk-Uralsky Metallurgical Works JSC (KUMZ JSC, Sverdlovsk Region) celebrates its 80th anniversary. On May 5, 1944, the first stage of the works was launched; this date is considered the birthday of KUMZ (then Works No. 268). Historically, the enterprise, its manufacturing base, and intellectual resources were focused on the needs of high-tech industries, namely aerospace, construction, shipbuilding, nuclear energy, oil and gas industry, transportation engineering.

Keywords: Kamensk-Uralsky Metallurgical Works, development, production, equipment, research and development, technologies, innovations

Подана в журнал: 02.09.2024

УДК 669.013

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.006-029

КАМЕНСК-УРАЛЬСКОМУ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМУ ЗАВОДУ – 80! КУМЗ (1944–2024): РАЗВИТИЕ ТЕХНИКИ И ТЕХНОЛОГИИ

А. Н. Котлов^а, Е. А. Щербаков, Б. В. Овсянников^{б, *}

*ПАО «Каменск-Уральский металлургический завод»,
ул. Заводская, д. 5, г. Каменск-Уральский, Свердловская обл., 623405, Россия*

^{а)} KotlovAN@kumw.ru;

^{б)} <https://orcid.org/0000-0002-8211-7979> ovsyannikovbv@kumz.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: ovsyannikovbv@kumz.ru
Адрес для переписки: ул. Заводская, д. 5, г. Каменск-Уральский, 623405, Россия
Тел.: +7 (904) 988-85-05

Публичному акционерному обществу «Каменск-Уральский металлургический завод» (ПАО «КУМЗ», Свердловская область) исполнилось 80 лет. Пятого мая 1944 года состоялся пуск первой очереди завода, именно эта дата считается днем рождения КУМЗ (тогда завода № 268). Исторически предприятие, его производственно-технологическая база и интеллектуальные ресурсы были ориентированы на запросы высокотехнологичных отраслей: авиационно-космической, строительной, судостроительной, атомной энергетики, нефтегазовой промышленности, транспортного машиностроения.

Ключевые слова: Каменск-Уральский металлургический завод, развитие, производство, техника, научно-исследовательская работа, технологии, инновации

Постановление о строительстве в городе Каменске-Уральском в рамках Наркомата авиационной промышленности металлургического завода для обеспечения самолетостроителей полуфабрикатами из алюминиевых и магниевых сплавов, полученных обработкой давлением, принято на заседании Совнаркома 3 июня 1939 г. Проектное задание утверждено 15 января 1941 г. Строительство началось в 1941 году (рис. 1).

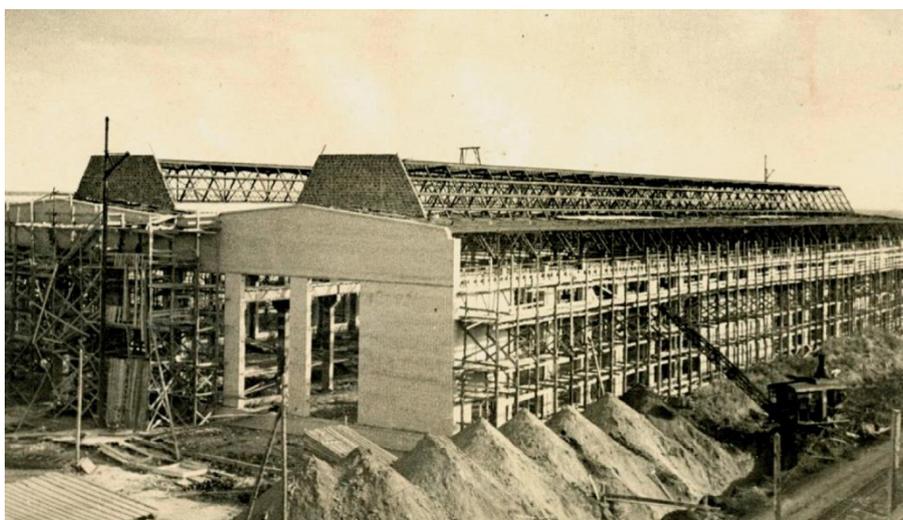


Рис. 1. Строительство кузнечного цеха завода № 268, 1942 год

В ноябре 1941 года решением Наркомавиапрома было создано Управление по строительству каменных заводов (УСКЗ), взявшее на себя проектирование и строительство завода № 268 и оперативное (до конца 1943 года) руководство промышленной площадкой. Во главе УСКЗ встали Г. В. Визирян и П. А. Герасимов (рис. 2).



Г. В. Визирян



П. А. Герасимов

Рис. 2. Руководство УСКЗ

Основные исторические даты строительства и пуска завода в годы Великой Отечественной войны:

– 14 февраля 1942 года в чугунную изложницу был отлит первый слиток из алюминиевого сплава марки Д1 сечением 100×400 мм, весом 60 кг. После пуска мостовых кранов вес слитков был увеличен до 130 кг. Слитки отправляли в Верхнюю Салду для прокатки листов.

– 1 сентября 1943 года введен в эксплуатацию кузнечно-прессовый цех № 4; на прессе фирмы «Болдвин-Соутварк» усилием 5000 тс отштампована первая лопасть воздушного винта из сплава Д1. Цех в то время не имел кровли, специалисты работали под открытым небом. В связи с необходимостью резкого увеличения производства штамповок лопастей в цехе № 4 велась непрерывная установка нового оборудования: электропечей с принудительной циркуляцией воздуха, горизонтального гидравлического пресса усилием 3500 тс, ковочных вальцов «АЯКС», горизонтально-ковочной машины, четырех селитровых ванн с водяными ваннами для закалки штамповок, печей старения. В результате работы по расширению производственных мощностей и отработке технологии выпуск штамповок лопастей резко возрос: в 1943 году было выпущено 11 327 шт.; в 1944 г. – 152 842 шт., в 1945 г. – 180 200 шт.

– В ноябре 1943 года пущен в эксплуатацию прессовый цех № 3, оборудованный горизонтальными гидравлическими прессами усилием от 500 до 3500 тс. На этом оборудовании освоено прессование прутков, труб и профилей сложной конфигурации для самолетостроительных заводов (рис. 3).

Для нужд прессового производства литейных цех освоил отливку слитков из сплавов Д1, Д6, АК4 диаметром 80–110 мм (1943 г.) и 280–370 мм (1944 г.) в водоохлаждаемые изложницы.

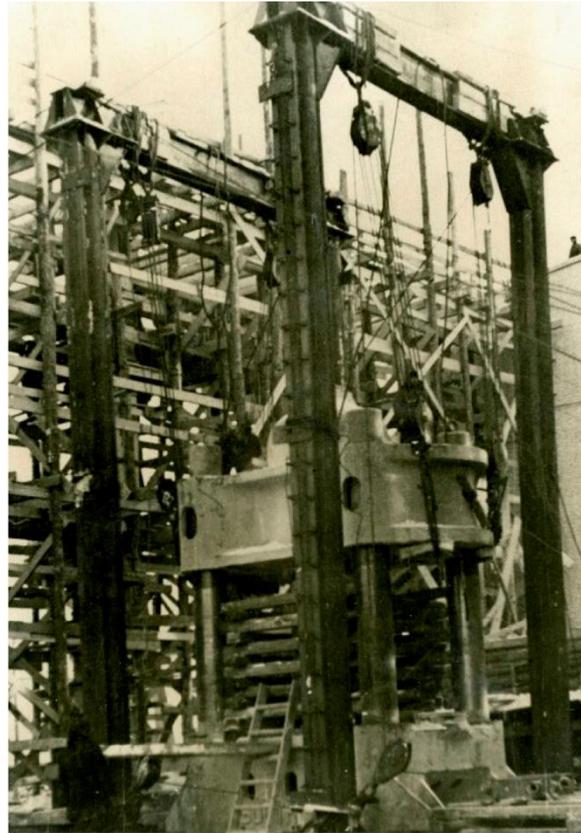


Рис. 3. Строительство первых производственных корпусов: монтаж вертикального штамповочного пресса под открытым небом, 1942–1943 гг.

– В апреле 1945 года закончено строительство и монтаж оборудования и пущен в эксплуатацию прокатный цех № 2 в составе стана «Дуо» горячей прокатки, стана «Кварто» горячей прокатки, двух станов «Кварто» холодной прокатки, двух прогладных станов, двух линий отделки, 20 нагревательных колодцев для отжига рулонов и двух селитровых ванн для закалки листов. Для обеспечения прокатного цеха № 2 литейный цех освоил отливку плоских слитков сечением 200×1200 мм и массой до двух тонн полунепрерывным методом с использованием гидравлической литейной машины.

Всего в 1942–1945 гг. завод № 268 (КУМЗ) выпустил почти 40 тысяч тонн слитков из алюминиевых сплавов, более 344 тысяч лопастей для самолетов, свыше 9 тысяч тонн профилей и прутков, почти 400 тонн листовой продукции.

За самоотверженный труд в годы Великой Отечественной войны награждены орденом Отечественной войны II степени – директор Ф. П. Маленок, орденами Трудового Красного Знамени – главный инженер Р. И. Барбанель, главный металлург А. А. Сарычев, главный энергетик С. Н. Шекоян. Всего орденами и медалями награждено 53 человека.

Решение Государственной комиссии от 29.05.1945 г.: «Весь комплекс зданий, сооружений и оборудования завода 268 в составе литейного, прокатного, профильного, I очереди кузнечного и инструментально-механического цехов со всеми подсобными хозяйствами считать принятым в эксплуатацию с 1 июня 1945 года».

Послевоенные годы явились для страны периодом бурного развития авиационной и космической техники, что определило необходимость освоения совершенно новых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов (рис. 4).

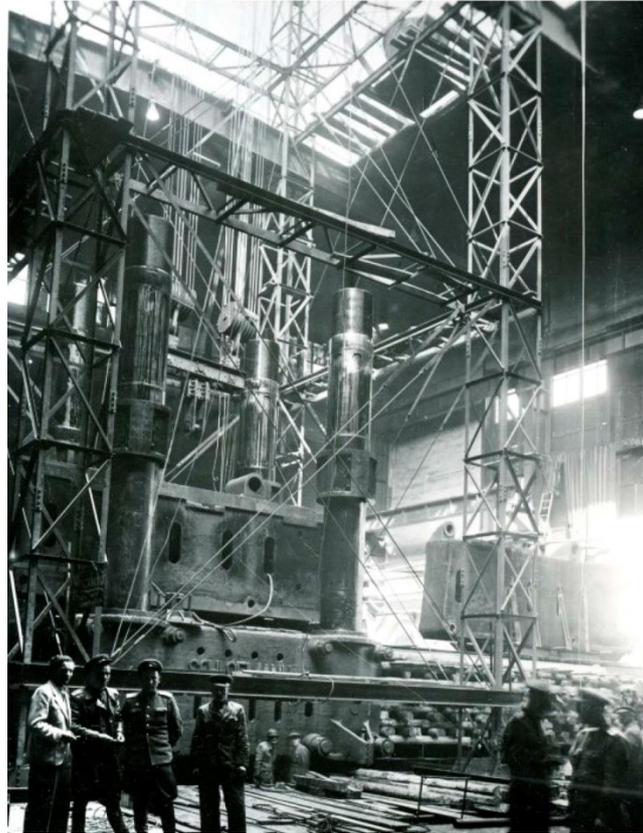


Рис. 4. Демонтаж вертикальных штамповочных прессов в Германии; подготовка их транспортировки в СССР, на промплощадку КУМЗ, 1946 г.

Для создания новых видов авиационной техники Каменск-Уральский металлургический завод впервые в отрасли освоил отливку плоских слитков и прокатку из них плакированных обшивочных листов из высокопрочного алюминий-цинкового сплава В95. Решение этой проблемы было исключительно сложным делом, в процессе освоения пришлось осуществить массу новых технических решений по конструкции кристаллизаторов с воздушным охлаждением, режимам прокатки, термообработки и отделки. Об актуальности и сложности проблемы говорит тот факт, что начальник лаборатории № 3 Всесоюзного института авиационных материалов (будущий академик РАН) И. Н. Фридляндер более трех месяцев работал непосредственно на заводе. В целом реализация программы находилась под контролем ЦК КПСС. Организация производства листов из сплава В95 показала возможности специалистов КУМЗ по решению самых сложных задач при освоении новых алюминиевых сплавов. Отличительной особенностью предприятия стала открытость к новым идеям по легированию алюминиевых деформируемых сплавов, технологиям рафинирования расплава и литья слитков, технологии обработки давлением. Достаточно сказать, что стандарт предприятия охватывает все известные системы легирования алюминиевых деформируемых сплавов. За всю историю КУМЗ было опробовано несколько сотен алюминиевых и магниевых деформируемых сплавов и их модификаций. Стандарт предприятия содержит более 150 российских и зарубежных сплавов, которые КУМЗ выпускает серийно (рис. 5).

С 1950 года на заводе начала работу группа специалистов Всесоюзного научно-исследовательского института авиационных материалов (ныне Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»), что неформально закрепило за заводом статус базового предприятия страны по освоению новых и совершенствованию существующих сплавов на основе алюминия, освоению передовых производственных процессов и режимов обработки.



Рис. 5. Вакуумный миксер для рафинирования расплава

Уже в 1950 году заводом проведено свыше 30 научно-исследовательских работ, направленных на освоение новых сплавов и технологий производства полуфабрикатов из них, которые на долгие годы определили облик конструкционных материалов на основе алюминия для авиастроения страны.

В литейном цехе, начиная с 1948 года, получение слитков полностью переведено на полунепрерывное литье, в 1951 году внедрен закрытый перелив металла из печи в ковш с помощью сифона, начаты работы по улучшению структуры слитков за счет введения добавок хрома и титана.

Период 1946–1952 гг. стал временем развития кузнечно-прессового производства не только Каменск-Уральского металлургического завода, но и всей авиационной металлургии. В этот период на заводе построен и оснащен самым уникальным кузнечно-прессовым оборудованием новый цех № 6, в котором установлены и пущены в эксплуатацию на тот момент самые мощные в мире вертикально-штамповочный пресс усилием 30 000 тс и горизонтальный пресс усилием 12 000 тс. Кроме этого, в составе цеха установлены гидравлические прессы: горизонтальный усилием 5000 тс и вертикальный штамповочный усилием 15 000 тс. Это оборудование было вывезено из Германии по репарации, где прессы усилием 30 000 и 12 000 тс практически не работали.

Коллективы проектировщиков, строителей, монтажников, механиков и технологов сумели в самые сжатые сроки выполнить уникальные работы, и в 1951 году кузнечно-прессовый цех № 6 был сдан в эксплуатацию. В успешном пуске цеха сыграла роль концентрация административных и творческих ресурсов. Главный инженер К. Н. Михайлов (в 1957–1972 годах директор завода) сумел сформировать команду единомышленников, специалистов различного профиля, ставших позднее «мозговым штабом» завода и своеобразным эталоном в подходе и реализации самых сложных организационно-технических задач. В команду Михайлова вошли А. А. Луконин, Ф. Ф. Андрианов, Г. Ф. Булгаков и многие другие.

На оборудовании нового цеха с учетом возросших потребностей авиационной промышленности для выпуска новых самолетов конструкторских бюро А. Н. Туполева, С. В. Ильюшина, О. К. Антонова и ряда других КБ было освоено производство новых типов полуфабрикатов из высокопрочных алюминиевых сплавов АК6, АК8, В95 – крупногабаритных штамповок типа рам, балок, лонжеронов, нервюр, стыковочных узлов. Особо следует выделить освоенные впервые в отрасли процессы прессования широкой гаммы оребренных панелей шириной до 800 мм с толщиной ребер и полотна 3–5 мм при длине до 12 м, прессуемых из плоского контейнера сече-



нием 250×850 мм на прессе усилием 12 000 тс (в 1945–1951 гг. заводом руководил П. П. Мочалов, в 1951–1953 гг. – И. А. Жихарев, а в 1953–1957 гг. – В. С. Курбатов).

В 1950-е годы по инициативе директора завода В. С. Курбатова и начальника литейного цеха А. Н. Чеканова предложено отливать на соседнем Уральском алюминиевом заводе (УАЗ) трехтонные плоские слитки для прокатки. При участии специалистов КУМЗ в 1954–1955 годы впервые разработана и освоена технология и организованы производство крупногабаритных слитков и их поставка с УАЗ на КУМЗ. В дальнейшем эта технология была передана на другие алюминиевые заводы страны без существенных изменений и осуществлялась главным образом силами ВАМИ и технологическими службами алюминиевых заводов.

В тот же период освоено литье круглых и плоских слитков сплава АМг6, а также выпуск особо ответственных изделий для нужд авиационной промышленности. АМг6 является наиболее высокопрочным сплавом из группы магналиев и применяется в изделиях, где требуются высокие коррозионная стойкость, пластичность и свариваемость.

Освоено литье слитков из нового высокопрочного алюминиевого сплава В93, предназначенного для изготовления крупногабаритных деталей планера самолетов (шпангоутов, фитингов, кронштейнов, рам, балок и др.).

Освоено литье слитков из алюминиевого сплава Д20, характеризующегося высокой пластичностью, технологичностью, жаропрочностью и предназначенного для изготовления сварных деталей и емкостей, работающих при температурах жидкого кислорода (-180 °С) и кратковременно при температурах до 300 °С.

В связи с существенным расширением мощностей обрабатывающих цехов для ликвидации дефицита в слитках был создан и пущен в эксплуатацию в 1958 году новый корпус литейного цеха с печами для приготовления алюминиевых сплавов емкостью до 30 тонн. Запуск нового литейного оборудования позволил значительно увеличить объем производства КУМЗ с 63 тысяч тонн в 1957 году до 118 тысяч тонн в 1966 году.

В новом корпусе литейного цеха было создано специальное отделение для отливки слитков из магниевых сплавов, оборудованное двумя плавильно-литейными агрегатами емкостью 10 тонн (по магнию) каждый. С пуском участка магниевого литья завод стал основным в отрасли производителем полуфабрикатов из деформируемых магниевых сплавов МА2, МА2-1, МА8, МА14, МА15, МА19, в том числе повышенной чистоты, для штамповок авиационных колес, профилей, кольцевых заготовок. Создание данного участка и освоение технологии литья, прессования и штамповки магниевых сплавов позволило использовать магниевые сплавы в конструкциях пассажирских самолетов, созданных КБ Туполева и Ильюшина. Так, в самолете ТУ134 количество деталей из магниевых сплавов составляло 780 кг, большая часть из которых была изготовлена на КУМЗ.

Выполненные работы по совершенствованию технологии приготовления магниевых сплавов и отливке из них слитков позволили решить такие проблемы, как снижение брака по флюсовой коррозии, неметаллическим включениям, крупнозернистой структуре.

За успешное внедрение магниевых полуфабрикатов в промышленность главный металлург завода Н. Д. Винокуров удостоен звания лауреата Государственной премии СССР.

В связи с тем, что КУМЗ имел технологию производства магниевых сплавов с защитой расплава флюсом и защитными газами, в начале 60-х годов прошлого века академик И. Н. Фридляндер предложил предприятию начать освоение нового класса алюминиевых сплавов – сплавов, легированных литием. Отличительной особенностью этих сплавов является их пониженный (на 10 %) удельный вес, повышенный модуль упругости и возможность создания свариваемых конструкций. Для производства слитков из алюминий-литиевых сплавов был выделен один из агрегатов, предназначенных для литья магниевых сплавов, а в 1985 году создан специальный участок, оборудованный индукционной плавильной тигельной печью емкостью 10 тонн и вакуумным миксером для рафинирования расплава. На этом оборудовании удалось обеспечить газосодержание в пределах $0,4 \text{ см}^3$ на 100 граммов металла, что яв-



ляется определяющим фактором для обеспечения качества сварного шва. КУМЗ стал первым предприятием в мире, освоившим серийное производство алюминиево-литиевых сплавов для серийной авиационной техники, и в настоящее время завод является единственным предприятием в отрасли по производству полуфабрикатов из алюминиево-литиевых сплавов.

За время существования агрегата плавки и литья алюминиево-литиевых сплавов КУМЗ освоил более 20 различных сплавов первого и второго поколений, а в начале XXI века начал серийный выпуск сплавов третьего поколения.

При производстве листов из сплава 1441 удалось найти способ их плакировки, заключающийся в отжиге слитков для получения поверхностного обедненного слоя и последующего травления. К обработанной таким образом поверхности удается приварить плакировочный лист. Дальнейшая прокатка таких слябов дает возможность получать листы толщиной до 0,3 мм.

Для нужд судостроительной промышленности в 1958 году было начато освоение производства полуфабрикатов из нового высокопрочного коррозионностойкого свариваемого сплава В48-4. Полуфабрикаты из этого сплава – листы, профили, плиты, штамповки – удовлетворяли высоким требованиям судостроителей.

В 1959 году перед коллективом завода была поставлена задача по освоению производства труб диаметром 105–122 мм и штамповок из самого прочного алюминиевого сплава марки В96Ц (1960, предел прочности не ниже 650 МПа, предел текучести – 600 МПа) для выпуска высокоскоростных центрифуг по заказам атомной энергетики.

Совместно с Всероссийским институтом авиационных материалов (ВИАМ), автором сплава, поставленная задача была успешно решена благодаря внедрению новых технологических приемов, включающих отливку сплошных слитков с использованием специальных питательных коробок, прошивку их на специальном прессе и обточку на оправке. Разработанная технология обеспечила высокую надежность.

За решение поставленной задачи работникам завода – директору К. Н. Михайлову, заместителю начальника цеха В. М. Баранчикову, заместителю главного металлурга Ю. Н. Поногайбо – в 1963 году была присуждена Ленинская премия.

Следует отметить, что после решения проблемы производства труб надлежащего качества для газодинамических центрифуг в целом проблема высокой надежности центрифуг была решена не полностью. Составными частями центрифуг кроме трубы являются также концевые детали – верхняя и нижняя крышки и диафрагмы. Производство штамповок для концевых деталей было сосредоточено на другом заводе. К качеству этих штамповок у заказчиков всегда были претензии в связи с имевшими место разрушениями при эксплуатации, и заказчики постоянно обращались к руководству завода с просьбой заняться проблемой крышек. После детального изучения проблемы была выдвинута идея, состоящая в том, что кардинально эта задача может быть решена путем создания новых конфигураций штамповок, обеспечивающих максимальное приближение направления волокна металла к конфигурации детали. В качестве исходных заготовок для штамповок можно использовать только слиток малого диаметра, равноосная мелкозернистая структура которого могла бы обеспечить требуемую макроструктуру концевых деталей.

После долгих поисков, проб и ошибок была создана точная система для отливки слитков диаметром 45–120 мм в графитовые кристаллизаторы с горячим верхом, обеспечивающая одновременную отливку 6–12 столбов с высоким качеством поверхности, не требующей в дальнейшем механической обработки.

Для производства штамповок был создан специальный участок, оборудованный гидравлическими прессами усилием 1250 тс (2 ед.), вертикальными закалочными агрегатами (2 ед.), печами старения (8 ед.), линией травления и другим адъюстажным оборудованием.

Штамповки, изготовленные по новой технологии, прошли широкий цикл исследований и испытаний и были рекомендованы к серийному использованию.

С 1983 года газодинамические центрифуги комплектуются из труб и штамповок, изготавливаемых на КУМЗ. Большая заслуга в этом принадлежит директору завода А. Н. Чеканову, заместителю главного технолога В. П. Шишменцеву, главному металлургу Н. Д. Винокурову. Вопросами согласования техдокументации на поставку оборудования руководил начальник цеха бурильных труб Б. И. Пасынков.

За успешное освоение новой технологии штамповок концевых деталей директор завода А. Н. Чеканов удостоен Государственной премии, а начальник цеха № 4 Н. Н. Будаев – премии Совета Министров СССР. Орденами и медалями Союза ССР награждены 10 человек.

В связи с освоением в начале 1960-х годов новых крупных нефтяных месторождений союзное правительство в 1961 году приняло решение о строительстве нескольких цехов по производству легкосплавных бурильных труб (ЛБТ). В соответствии с этим постановлением на КУМЗ было запланировано строительство специализированного 4-пролетного цеха площадью 40 000 м² с законченным технологическим циклом по выпуску 20 тысяч тонн ЛБТ в год. Благодаря кропотливой работе в 1972 году была сдана в эксплуатацию первая очередь цеха, а в 1975 году – последняя, четвертая очередь. Усилиями конструкторов и технологов цеха проектные мощности по производству ЛБТ были увеличены с 20 тысяч тонн до 30 000 тонн, и оборудование размещалось не на площади 40 000 м², а в трех пролетах, на площади 30 000 м² (рис. 6).



Рис. 6. Первая бурильная труба, 1972 г.

На освободившихся площадях одного из пролетов был организован цех по производству товаров народного потребления – штампованной алюминиевой посуды, в том числе с противопригарным покрытием. С пуском нового производства КУМЗ стал ведущим предприятием в стране по выпуску посуды из листового алюминия. В 1980-е годы производство посуды стало осуществляться только на поточных механизированных линиях на базе механических штамповочных прессов, количество которых достигло 50 единиц, включая и многопозиционные. В 1982 году смонтирована и освоена в производстве автоматическая линия

окраски посуды эмалями и нанесения противопригарного покрытия (тефлона) голландской фирмы «Ферро» производительностью 650 изделий в час.

Строительством, монтажом оборудования и пуском в эксплуатацию цехов ЛБТ и ТНП руководил Б. И. Пасынков, удостоенный в 1985 году премии Совета Министров СССР (рис. 7).



Рис. 7. Пасынков Б. И.

Крупным достижением завода в середине 1960-х годов стало создание нового направления в изготовлении алюминиевых труб методом высокочастотной сварки. С технической помощью Всероссийского института легких сплавов (ВИЛС) и ряда машиностроительных заводов было организовано крупносерийное производство труб из тонкой катаной ленты. Сварные трубы нашли разнообразное применение в промышленности, особенно при изготовлении товаров народного потребления: мебели, раскладных кроватей, детских колясок и т. д.

С развитием в стране программы освоения космоса завод одним из первых приступил к выполнению заказов космической промышленности и успешно справлялся с ними в течение всего времени.

Продукция завода использовалась в космических кораблях «Восток», «Восход», «Союз», в орбитальных станциях «Салют», «Мир», «Альфа», в программах «Союз» – «Аполлон», «Энергия» – «Буран», «Морской старт».

Во второй половине 1960-х годов в одном из пролетов кузнечно-штамповочного цеха смонтированы ковочный пресс усилием 6000 тс с манипуляторами, уникальный раскатной стан с группой нагревательных печей. Предприятия аэрокосмического комплекса получили возможность применять раскатные кольца диаметром 5000 мм.

Особенно остро в 60-е годы обозначилась проблема низкого качества заготовок из алюминиевых сплавов, легированных магнием и предназначенных в первую очередь для изделий, работающих в морской воде. К такой продукции всегда предъявляются исключительно высокие требования как по механическим свойствам, так и по чистоте металла. Полуфабрикаты подвергаются ультразвуковому контролю с целью выявления малейших неметаллических включений и расслоений, так как наличие их приводит к нарушению герметичности. До конца 60-х годов никакими ранее известными способами рафинирования жидкого метал-



ла – продувкой химически чистым хлором и азотом, электрофлюсовым рафинированием и др. – не удалось достигнуть требуемой чистоты. Более полувека назад, когда стоял вопрос, сможет ли справиться авиационная металлургия с проблемой поставки заготовок требуемого качества, директор КУМЗ Константин Михайлов принял беспрецедентно смелое решение – опробовать процесс обработки расплава вакуумом, то есть откачать воздух с поверхности расплавленного металла, чтобы создать условия, при которых газ (в основном водород – главная нежелательная примесь металла) выделится из расплава.

У новой идеи практически не было союзников. Все утверждали, что при вакуумировании произойдет возгонка из расплава магния – основного легирующего компонента данных сплавов.

Но это не остановило директора. Он ознакомился со всеми известными методами вакуумирования в других отраслях и пригласил на завод специалиста по вакуумированию стали З. Юхновича, выделил в его распоряжение лучших инженеров-конструкторов технического отдела завода для проектирования первого в отрасли вакуумного миксера. В кратчайшие сроки были разработаны рабочие чертежи, произведено его изготовление и монтаж.

В 1968 году первый вакуумный миксер емкостью 10 тонн был запущен в работу (рис. 5). Первые поковки из сплава АМгб, изготовленные из металла, подвергнутого вакуумному рафинированию, показали практически полное отсутствие внутренних дефектов, тогда как ранее отсев составлял более 50 %. Дальнейшим развитием этого новшества стало создание плавильно-литейных агрегатов в составе пламенной отражательной печи и электрического 20-тонного миксера.

Заказчики наших поковок и штамповок приняли однозначное решение: право на изготовление полуфабрикатов из сплава АМгб для изделий, работающих в морской воде, имеет только КУМЗ.

С 1970 года все виды проката для стратегически важных отраслей стали изготавливаться на КУМЗ только из вакуумированного металла.

В 1969 году впервые в Советском Союзе силами специалистов завода спроектирована и изготовлена опытная установка для полунепрерывного литья слитков из алюминиевых сплавов в многокристаллизаторные системы, что дало значительный прирост производительности.

Объемы производства продукции заводом продолжали расти. В 1970 году, в сравнении с 1960 годом, объемы производства выросли в два раза и достигли уровня 150 с лишним тысяч тонн.

В 1970 году внедрена серийная технология прессования изделий из сплавов 01915 и 01925, обладающих высокой технологической пластичностью, что позволило прессовать изделия с высокими скоростями истечения.

В 1971 году освоены технологии изготовления кольцевых заготовок из алюминиевых и магниевых сплавов на радиально-прокатном стане, что позволило значительно снизить припуски на механическую обработку, повысить точность изготовления. В 1973 году впервые в Советском Союзе на предприятии изготовлены кольцевые заготовки диаметром более 5 метров.

В конце 70-х годов КУМЗ освоил технологию литья плоских слитков в электромагнитный кристаллизатор. Данная технология, разработанная в СССР, отличается от традиционной технологии литья тем, что формирование слитка происходит за счет удержания расплава электромагнитным полем. Слитки, отлитые по данной технологии, имеют идеальное качество поверхности и однородную мелкозернистую структуру, что значительно повышает выход годного и качество изготовленного из данных слитков проката. Благодаря этому технология электромагнитного литья продолжает использоваться и в XXI веке.

За заслуги в создании и производстве новой техники 8 июля 1978 года завод был награжден орденом Трудового Красного Знамени (рис. 8).



Рис. 8. Награждение завода орденом Трудового Красного Знамени

В этот же период совместно со специализированными институтами завод успешно внедрил технологию производства прессованных полуфабрикатов из спеченных алюминиевых порошков (САП) и спеченных алюминиевых сплавов (САС). Освоение производства прессованных прутков и брикетов из САС позволило обеспечить приборостроительные заводы космической промышленности заготовками с низкой удельной плотностью и малым коэффициентом линейного расширения, необходимыми для серийного производства гироскопических приборов, в частности первых в стране силовых гироскопических комплексов активного типа для высокоточных систем ориентации космических аппаратов.

На каждом отрезке своей «космической» истории КУМЗ решал актуальные задачи развития, отвечая запросам наиболее технически продвинутой отрасли отечественной экономики.

Для авиастроения была разработана совершенно новая технология изготовления плоских штампованных панелей с вафельным расположением ребер жесткости без технологических уклонов. Несмотря на большую трудоемкость изготовления вафельных панелей, более 10 их наименований нашли применение в изделиях авиационной тематики.

Авторами новой технологии явились К. Н. Михайлов, Ф. Ф. Андрианов, В. М. Баранчиков, Г. Ф. Булгаков, Б. И. Пасынков, В. П. Шшименцев. В 1966 году Ф. Ф. Андрианов – создатель школы технологов кузнечного производства на заводе – удостоен звания лауреата Ленинской премии за вклад в создание производства монолитных орбренных панелей.

Завод является производителем алюминиевых прокатно-сварных панелей, используемых для изготовления испарителей для бытовых холодильников.

Производство их было начато в 1966 году на оборудовании, изготовленном силами завода по проекту ВИЛС. В связи с возросшими требованиями к техническим характеристикам испарителей и конденсаторов, качество прокатно-сварных панелей не стало отвечать установленным параметрам, назрела актуальная необходимость создания производства на более высоком техническом уровне.

Новая автоматическая линия была создана с привлечением ведущих зарубежных фирм. Большая заслуга управленческой команды завода состоит в том, что главный завершающий этап строительства состоялся в начале 1990-х годов, когда было прекращено централизованное финансирование. Качество прокатно-сварных панелей отвечает требованиям международного стандарта DJ № 8964, что позволяет использовать в качестве хладагента озонобезопасный фреон R134a, максимальный размер панелей – 1000 × 3600 мм. Для изготовления панелей с односторонним расположением каналов специалисты завода разработали специальный сплав АЛ99 для плоской стороны панели, который не деформируется при формировании каналов.

В 1960-е годы завод становится одним из ведущих предприятий отрасли по производству штампов и технологической оснастки за счет пуска инструментального цеха, оборудованного самыми современными станками: копировально-фрезерными, токарными с ЧПУ,

электроэрозионными, проковочными и т. д. Освоение новых штамповок было доведено до 500 наименований в год, прессованных профилей – до 350 типоразмеров.

На заводе разработаны и внедрены штампы с разъемными элементами оригинальной конструкции, разработанной специалистами завода, для производства штамповок колес из алюминиевых сплавов для легковых и грузовых автомобилей. Учитывая высокое качество штамповок, зарубежная фирма во второй половине 90-х разместила заказ на 120 тысяч штамповок. Заказ был своевременно выполнен.

В середине 1970-х годов пущен в эксплуатацию специализированный прутково-профильный прессовый цех производственной площадью 50 000 м² (рис. 9).



Рис. 9. Линия скоростного прессования, прессовый цех

В составе цеха 19 гидравлических горизонтальных прессов усилием от 800 до 2500 тс, участок термической обработки с 4 вертикальными закалочными агрегатами и комплексом отделочного оборудования. В цехе имеется участок по производству калиброванной заклепочной и сварочной проволоки из алюминиевых сплавов.

В 1981 году впервые в отрасли освоена технология изготовления крупногабаритных, диаметром до двух метров, нагартованных методом деформации в штампах заготовок из сплавов алюминия с магнием.

1981 год характеризуется рекордным для завода объемом выпуска: порядка 260 тысяч тонн изделий из алюминиевых и магниевых сплавов.

В 1986 году впервые в стране освоены технологии и выпущены первые партии полуфабрикатов из сплавов 01421 и 01570, легированных скандием.

В том же году пущен в эксплуатацию участок по производству листов магниевого сплава типа «Анод». Данный сплав использовался при изготовлении источников тока, активируемых морской водой, и производился в интересах военно-морского флота страны.

После снятия львиной доли госзаказа в 1993 году и возникшей необходимости конверсии производства именно многопрофильность проявила свой спасительный, «поплавковый» характер. Новые производства (дисков автоколес, профилей строительного назначения), новая линия испарителей помогли компенсировать падение объемов производства традиционной продукции.



Рис. 10. Диски автоколес

В первую очередь выживание завода обеспечивал большой опыт по освоению новых сплавов. Ориентация на экспорт потребовала оперативно осваивать технологию приготовления сплавов по зарубежным стандартам и технологию литья из них слитков.

За период с 1993 по 2000 гг. была освоена технология приготовления и литья более 35 сплавов по зарубежным стандартам, не имеющих аналогов в России, в том числе сплавов серии бxxx для прессования строительных профилей и штамповок автомобильных колес, высокопрочных сплавов серий 2xxx и 7xxx для изготовления крупногабаритных плит и прутков, сплавов, легированных свинцом и висмутом, для обработки на скоростных линиях резания. Одновременно осваивалась технология литья крупногабаритных слитков из высокопрочных сплавов, таких как В95пч, 1163, 2124, 7075, 7050 и других, разрабатывалась технология изготовления из них плит и прутков.

Благодаря тому, что КУМЗ имел производство алюминий-литиевых сплавов, на международный уровень вышли научно-исследовательские работы. В рамках сотрудничества по НИР с фирмой McDonald Douglas были изготовлены листы из сплава 1460 для первого в мире возвращаемого космического аппарата. Совместно с фирмой Airbus проведены две работы: прокат в Германии листов шириной 2000 мм из слитков алюминий-литиевого сплава 1424, отлитых на КУМЗ, и опробование листов сплава 1441 толщиной 0,3 мм для изготовления многослойного композитного листа (Glare). С фирмой Otto Fuks проведена работа по прессованию сплава 1464.

Силами специалистов завода во главе с талантливым инженером Б. С. Карташовым в 1993–1998 гг. на базе горизонтальных прессов усилием 750 тс и 2500 тс созданы две поточно-механизированные линии прессования профилей с натяжением их в процессе экструзии. По отзывам специалистов, технические решения, воплощенные в практику при создании линий, превосходят зарубежные аналоги. С пуском новых линий появилась возможность кардинальным образом повысить качество строительных профилей, обеспечить точность в соответствии с международными стандартами.

В 1997–1998 гг. освоено производство окрашенных строительных профилей и конструкций из них. Алюминиевые профили строительной серии позволяют изготавливать конструкции окон, дверей, витражей, офисных перегородок, систем фасадного остекления, раздвижных систем остекления лоджий и балконов.

В 1992 году завод преобразован в акционерное общество открытого типа ОАО «КУМЗ». После спада, вызванного переходом на рыночные отношения, завод преодолел



кризис и начал успешно развивать свой потенциал. Заводская система качества производства была сертифицирована в соответствии со стандартами ISO 9001 и AS 9100.

В целом предприятие эффективно провело в 90-е годы реструктуризацию, обновило систему управления и усилило свои преимущества, связанные с многопрофильностью производства, позволяющие четко реагировать на запросы рынка, иметь сбалансированный портфель заказов.

В 90-е и на рубеже веков, несмотря на объективные трудности, коллектив ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод» сохранило свой технический, производственный потенциал, возможности для выпуска полуфабрикатов – листов, профилей, прутков, труб, штамповок, кольцевых заготовок – из всех известных алюминиевых и магниевых деформируемых сплавов.

В новый век КУМЗ вошел, подтверждая свой профиль научно-производственной компании, в которой совместно с ВИЛС, разрабатывающим технологии, и ВИАМ, разрабатывающим сплавы, внедрялись сложные разработки. Наиболее уникальные технологии после их серийной отладки нередко оставались в производстве исключительно Каменск-Уральского металлургического завода.

К 2005 году КУМЗ сформулировал стратегию развития на долгосрочный период. Одна из глобальных задач – стать приоритетным поставщиком для ведущих компаний высокотехнологичных отраслей, занять лидирующие позиции в выпуске высококачественных изделий из алюминиевых сплавов с более глубокой степенью передела и дополнительным набором сервисных услуг.

Обозначены рубежи поэтапного наращивания мощностей за счет реализации инвестиционных проектов. В новом веке инвестиционная поддержка десятков реализованных проектов составила 60 млрд рублей.

В рамках литейного производства введены в эксплуатацию (в 2006 году) два новых плавно-литейных агрегата (ПЛА № 19 и 20) современной конструкции; в состав каждого ПЛА входят газовая печь, газовый миксер, установка внепечного рафинирования, гидравлическая литейная машина и оснастка для отливки плоских слитков размером до 400 × 14630 мм и цилиндрических слитков диаметром от 190 до 760 мм. Специалисты завода самостоятельно освоили на данном оборудовании отливку высокопрочных сплавов, таких как 7050, 7475, В95пч, 1933, отливку которых производитель данного оборудования не гарантировал (рис. 11).

В 2010 году введен в эксплуатацию новый ПЛА (№ 12) по выпуску крупногабаритных плоских слитков сечением до 500 × 2000 мм, обеспечивающий производство литейной продукции в объемах до 60 тысяч тонн в год. Новый ПЛА, состоящий из сложного комплекса плавильных и литейных систем, создан с учетом самых последних достижений технического прогресса и в партнерстве с ведущими фирмами. Процесс литья на данном агрегате полностью автоматизирован.

В составе нового оборудования (ввод в 2008 году) для термической обработки слитков – две камеры гомогенизации с частотно регулируемыми приводами, системами визуализации и газовой автоматики. В технологической цепочке литейного производства – новая импортная линия резки круглых слитков большого диаметра (ввод в 2008 году), скомплектованная на базе цифрового высокоскоростного вертикального ленточнопильного станка, и линия резки плоских слитков (ввод в 2018 году).



Рис. 11. Литейное производство

Крупным инвестпроектом стал ввод в эксплуатацию в 2007 году нового производства по термомеханической обработке плитной продукции (рис. 12).



Рис. 12. Цех термомеханической обработки плит и листов



Цех представляет собой современный комплекс, который продолжает технологическую цепочку Каменск-Уральского металлургического завода, осуществляет горизонтальную непрерывную закалку, контроль электропроводимости, растяжку листов и плит, ультразвуковое тестирование и прочие операции для выпуска высококачественной продукции для авиации и других отраслей. Здесь установлено самое совершенное оборудование brand new от ведущих производителей, парк которого был усилен в 2012 году установкой гидроабразивной резки плитной продукции и новой щеточной машиной.

Ввод в эксплуатацию современных плавильно-литейных агрегатов и пуск цеха по термообработке плит позволили КУМЗ освоить производство термоупрочняемых плит из сплавов серий 2xxx и 7xxx и в 2008–2010 гг. получить квалификацию сертифицированного поставщика для мировых авиастроительных компаний, что помогло заводу утвердиться в статусе крупнейшего российского производителя продукции для авиационной промышленности.

В 2005 году в рамках кузнечно-прессового производства на базе горизонтального прессы усилием 12 000 тс пущена в эксплуатацию новая линия по выпуску профилей сложной конфигурации для транспортного машиностроения. Введены в строй новый вертикально-закалочный агрегат (в 2008 году), две автоматические дробеметные установки (в 2011 году). Введен в эксплуатацию (в 2013 году) комплекс оборудования на базе модернизированного вертикального штамповочного прессы усилием 30 000 тс; модернизация прессы заключалась в проведении капитального ремонта всех его базовых деталей и восстановлении эксплуатационных характеристик до паспортных значений, полной замене всей гидравлической системы и системы управления прессом, которые в новом варианте соответствуют всем требованиям современной технологии штамповочных процессов. В трубопрессовом производстве (дочернее предприятие ООО «Бурильные трубы») введен в строй (в 2008 году) комплекс нового оборудования по выпуску бурильных труб: линия финишной обработки, система ультразвукового контроля, линии горячей и холодной сборки, станки с ЧПУ; в последующие годы производственно-технологический потенциал производства был усилен.

В рамках прокатного производства в 2007 году введены в эксплуатацию комплекс оборудования светлого отжига и новая линия для резки плит. Проведены несколько этапов модернизации первого стана горячей прокатки, в результате которых повысилась надежность работы оборудования, улучшились качественные характеристики выпускаемой продукции.

В 2012–2019 годы КУМЗ реализовал наиболее масштабный для предприятия и, пожалуй, для всей российской алюминиевой отрасли проект «Прокатный комплекс». В эти годы были успешно отработаны схемы взаимодействия участников производственной региональной кооперации (уральских предприятий и организаций проектного, строительного, промышленного и энергетического профиля), с одной стороны, и лучших поставщиков современного оборудования – с другой.

По своей производственно-технологической оснащенности «Прокатный комплекс» превосходит и российские, и европейские аналоги. Он нацелен на производство изделий из алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов с качеством, отвечающим требованиям мировых стандартов и пожеланиям потребителей, в роли которых выступают ведущие авиастроительные корпорации, а также компании других высокотехнологичных отраслей. Новый прокатный комплекс (НПК) включает в себя комплексы самого современного оборудования: двухклетевой стан горячей прокатки, шестивалковый стан холодной прокатки, полный набор термического оборудования: два горизонтальных закалочных агрегата для листов и плит, четыре камерные печи отжига и старения листовой и плитной продукции, 18 камерных печей отжига рулонов, линию непрерывной термообработки лент; комплекс также оснащен машинами для правки и резки, линиями ультразвукового контроля и проверки электропроводимости плит.

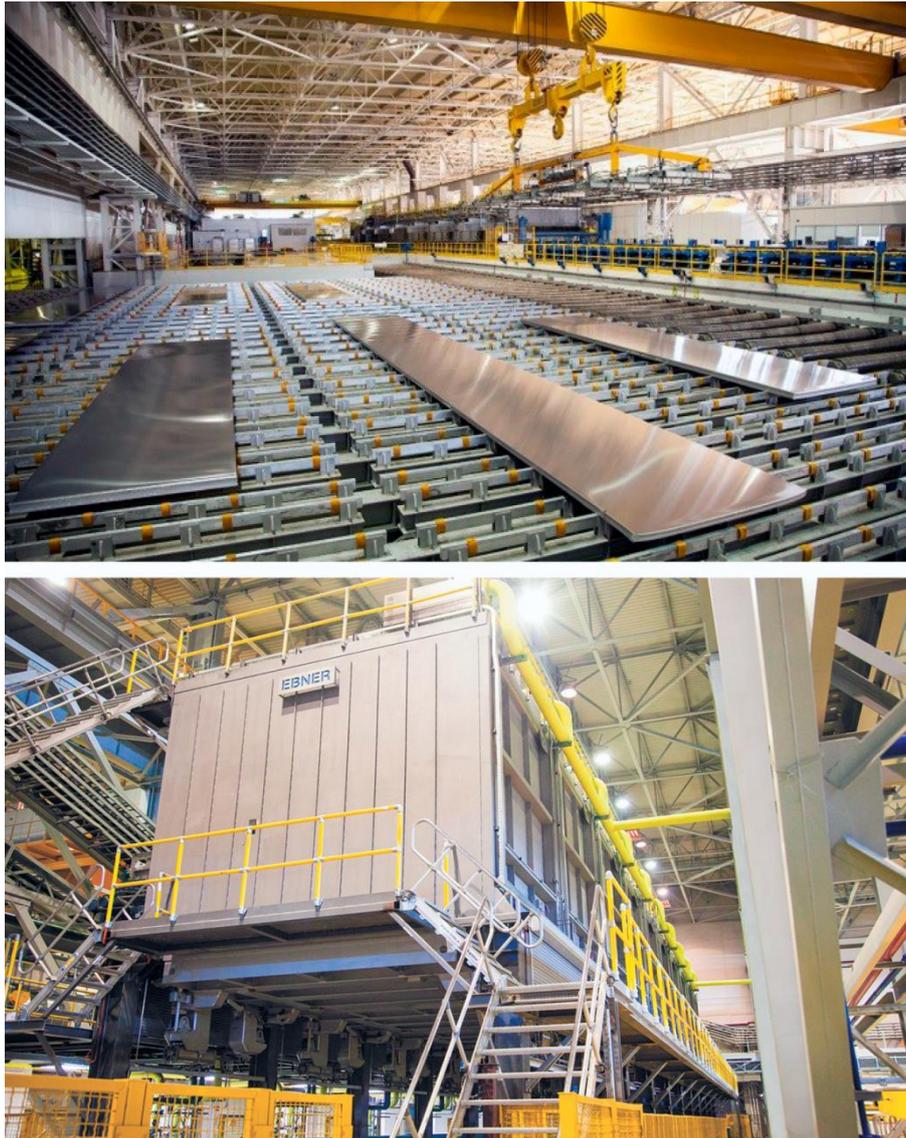


Рис. 13. Новое прокатное производство

Новый прокатный комплекс обеспечивает производство металлопродукции с новыми уникальными характеристиками, применение этой продукции дает потребителю очевидные экономические и технологические преимущества. НПК выпускает металлопродукцию с новыми уникальными характеристиками: он обеспечивает увеличение размеров листовой продукции по ширине с 2000 мм до 2800 мм, по длине с 8000 мм до 12 000 мм, увеличение размеров плитной продукции по ширине с 2000 мм до 4000 мм, по длине с 28 000 мм до 32 000 мм, минимальные допуски по геометрическим размерам, высокое качество поверхности, однородность механических свойств на толстых плитах.

«Прокатный комплекс» обладает качествами проекта национального значения. В 2009 году проект был одобрен Минпромторгом России, вошел в Стратегию развития металлургической промышленности РФ на период до 2020 года. В 2011 году он был утвержден Председателем Правительства РФ как приоритетный инвестиционный проект в Уральском федеральном округе.

Сегодня по НПК решаются задачи достижения проектной загрузки мощностей комплекса, реализуются задачи сертификационной программы по признанию предприятия сертифицированным поставщиком продукции для ряда ведущих авиа- и судостроительных компаний.



В 2014 году решением оргкомитета международного промышленного форума «Металл-Экспо'2014» (с участием Минпромторга РФ) предприятие стало лауреатом конкурса «Главное событие 2014 года в металлургии России» за реализацию первой очереди нового прокатного комплекса. Через пять лет ОАО «КУМЗ» вновь становится лауреатом на этом престижном форуме за победу в конкурсе «Главное событие 2019 года в металлургии России», теперь уже за ввод в эксплуатацию на промплощадке завода нового прокатного комплекса в его завершённом виде.

Для автомобилестроения предприятие разработало и освоило выпуск широкой линейки специализированной продукции. Так, крупногабаритные рифленые листы из сплавов АМг2, АМг3, 5086 шириной до 2500 мм и длиной 12 000 мм позволяют без лишних сварных соединений выполнить настил пола изотермического фургона, что повышает надежность, улучшает эстетический вид. На своих прокатных мощностях, в том числе в НПК, КУМЗ выпускает плакированные листы и ленты, которые используются производителями радиаторной техники; благодаря тонкой настройке технологии листы и ленты обладают необходимой пластичностью для штамповки сложных элементов современного радиатора. Для производителей цистерн и топливозаправщиков предприятию удалось заместить импорт листов из сплава 5083. КУМЗ добился требуемой пластичности и прочности материала, что позволяет использовать его для обечайки и днищ при минимальной толщине материала.

Для судостроительной отрасли НПК КУМЗ не только обеспечивает лучшие допуски на размер проката и плоскостность, но и позволяет адаптировать комплекс его механических свойств к требованиям потребителя. Так, предприятие разработало технологию производства листов из сплава 5083 Н111 с повышенной пластичностью, что позволяет производителям катеров, катамаранов и лодок производить детали с помощью гибки. В состав НПК входит специальное оборудование, которое позволяет производить материал из сплавов 5xxx в специальных стабилизированных состояниях Н321 и Н116. Данные состояния, в сравнении с Н111, характеризуются лучшими показателями по прочности и коррозионным свойствам.

Для строительного комплекса выполнены серьезные по объемам поставки листовой продукции из нового сплава 5005А под анодирование. Среди объектов, где нашла свое применение продукция завода, – ледовый дворец «СКА-Арена» (г. Санкт-Петербург), жилищные комплексы «Береговой-2» и Hide (г. Москва). КУМЗ обозначил свои позиции и в строительстве алюминиевых мостов, реализовав поставки, в частности, для проектов в Красноярске, Самаре, Тульской области.

В рамках сотрудничества с НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ ежегодно выполняется порядка 5–6 научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ.

Уже в XXI веке был разработан и введен в серийное производство ряд алюминиевых сплавов для перспективной авиационной техники, таких как В-1341 (легированный кальцием), 1370 (легированный скандием и церием), В-1469 (алюминиево-литиевый сплав, легированный серебром) и другие.

В 2023 году завершены работы по разработке уникальной технологии производства широких обшивочных листов из алюминиевых сплавов Д16ч и 1163, использование которых предоставляет новые возможности для конструкторов авиационной и ракетной техники и позволяет снизить вес планера.

В настоящее время завершена работа по освоению широких обшивочных листов из сплава 1163РДТВ, предназначенных для самолета МС21, и завод приступил к их серийному производству.

Успешно завершена работа, проводимая в интересах госкорпорации «Росатом», по освоению новых видов прессовой и кузнечной продукции для газовых центрифуг последнего поколения.

В рамках сотрудничества с компанией по выпуску изделий, работающих в морской воде, в 2018–2023 годах разработаны и запущены в производство штамповки из алюминиево-

литиевого сплава, легированного скандием. Создана и внедрена в производство технология изготовления плит размером 3500×3500 мм из сплава, легированного магнием и скандием.

Традиционным партнером для завода является Уральский федеральный университет, в сотрудничестве с которым предприятие ведет постоянную работу по совершенствованию технологических процессов. В настоящее время УрФУ и завод являются членами Уральского межрегионального научно-образовательного центра (УМНОЦ), что помогает планировать научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы на долгосрочный период и проводить работы в сжатые сроки.

Так, в 2021 году завершена работа по теме «Разработка технологии и комплекса энергоэффективного индукционного оборудования подогрева штамповой оснастки к вертикальному гидравлическому прессу усилием 300 МН для производства штамповых изделий авиационной промышленности из магниевых и алюминиевых сплавов», проведенная в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.2010, и начато внедрение данной технологии при изготовлении серийных штамповок (рис. 14). Изготовление авиационных штамповок с использованием новой технологии показало значительное повышение производительности при штамповке при одновременном повышении качества. Инновационность технологии подтверждена тремя патентами.

Положительный результат внедрения индукционных технологий в кузнечное производство позволил наметить ряд направлений по внедрению данных технологий на КУМЗ. Так, в 2023 году выполнены НИОКР по индукционному подогреву штампа при производстве штамповок для атомной энергетики и по индукционному подогреву барабанов моталки стана горячей прокатки. Обе работы направлены на повышение выхода годного при одновременном повышении качества продукции ответственного назначения.

В 2022–2023 годах совместно с Институтом новых материалов и технологий УрФУ проведена работа «Совершенствование режимов горячей прокатки. Предотвращение расслоения концов раскатов». Помимо обладания научной новизной и ноу-хау, полученные результаты позволят повысить производительность стана горячей прокатки на 20 %, увеличить выход годного на 1,4 % и повысить качество выпускаемой продукции.

В 2023 году совместно с Институтом машиноведения Уральского отделения Российской академии наук (в рамках УМНОЦ) проведены работы, направленные на сокращение отходов при прессовании труднодеформируемых сложнoleгированных алюминиевых сплавов. Начато внедрение данной технологии в серийное производство, что позволяет увеличить выход годного на 6 % на определенной номенклатуре прессовой продукции.



Рис. 14. Новые технологии в кузнечном производстве

Проведен ряд работ совместно с Сибирским федеральным университетом и НПЦ Магнитной гидродинамики (Красноярск) по исследованию возможности повышения свойств металла воздействием на него электромагнитными полями. Новая технология позволяет как повысить свойства существующих сплавов, так и изготавливать полуфабрикаты из новых высоколегированных сплавов, разработанных ОАО «ВИЛС» и МИСиС.

Начиная с 2007 года совместно с Нижегородским государственным университетом ведутся работы по разработке новых материалов на базе традиционных сплавов. В 2022 году начата работа по получению нового композиционного материала на основе плит из алюминиевых сплавов для спецтехники. Новый материал прошел испытания, получен положительный результат.

В октябре 2024 в рамках программы юбилейных мероприятий в честь 80-летия завода прошла IX корпоративная научно-практическая конференция ПАО «КУМЗ» «Новые времена – новые возможности в производстве изделий из алюминиевых сплавов» (рис. 15).



Рис. 15. Обсуждение доклада на конференции

Конференция вобрала широкий спектр вопросов, связанных с обсуждением результатов совместно реализуемых проектов, перспектив прикладного сотрудничества, возможных вариантов дальнейшего повышения квалификации сотрудников завода.

В рамках предшествующей VIII конференции в октябре 2022 был принят ряд важных решений, связанных с техническим обновлением головного оборудования и продуктовой линейки, с обеспечением технологическими материалами и комплектующими, с организацией и продвижением своей научной школы и подготовкой специалистов в аспирантуре и магистратуре. «Их реализация, – сказал на открытии конференции генеральный директор ПАО «КУМЗ» Василий Радько, – позволила сделать важные шаги в развитии предприятия. Сегодняшняя конференция эстафетно принимает на себя актуальные вопросы сотрудничества».

На пленарном заседании прозвучали доклады руководителей и специалистов ПАО «КУМЗ», представителей научных учреждений и профильных институтов: Уральского федерального университета и входящих в состав УрФУ институтов, Магнитогорского государственного технического университета, Института машиноведения УрО РАН, Всероссийского института авиационных материалов, Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», институтов и КБ – партнеров КУМЗ.



Проведение конференции и состав участников подчеркивали статус научно-производственного профиля КУМЗ, его инновационный характер и потенциал развития с набором интересных проектов по созданию и продвижению новых видов изделий, совершенствованию технологической базы.

На пленарном заседании от КУМЗ были представлены три доклада. Коммерческий директор Александр Золин раскрыл тему «Перспективы ПАО «КУМЗ» на внутреннем и внешнем рынках». Он подчеркнул возросшее значение внутреннего рынка и прогнозируемый рост потребления алюминиевых полуфабрикатов в РФ, что обусловлено, по оценкам аналитиков, развитием самолетостроения, судостроения, машиностроения, производства автомобильной и прицепной техники, расширением применения современных экологичных строительных материалов. КУМЗ видит перспективы развития по данным направлениям и неизменно остается надежным поставщиком прокатной, прессовой и кузнечной продукции из алюминия и алюминиевых сплавов, готовым развиваться вместе с клиентом и для его интересов. Доклад заместителя начальника НПК ПАО «КУМЗ» Кирилла Исякаева был посвящен оценке влияния различных факторов производства на размер зерна обшивочных листов. Ученый секретарь НТЦ ПАО «КУМЗ» Борис Овсянников выступил с презентацией «Особенности поведения сплавов системы Al–Mg–Sc при изготовлении крупногабаритных листов и плит».

В выступлениях гостей форума были проанализированы возможности партнерства с КУМЗ в сфере производства изделий для авиационной, космической техники, для транспорта и строительства, а также возможности поставок СОЖ для прокатки и металлообработки.

Несколько докладов было связано с темой эффективного взаимодействия участников Уральского межрегионального научно-образовательного центра «Передовые производственные технологии и материалы» (УМНОЦ). О реализации технологических проектов под эгидой научно-образовательного центра мирового уровня рассказал директор по развитию УМНОЦ Игорь Манжуров. «Разработка и внедрение энергоэффективного индукционного оборудования подогрева для прокатных и прессовых комплексов» на площадке ПАО «КУМЗ» – тема доклада директора Уральского энергетического института УрФУ Сергея Сарапулова. Сотрудничество ПАО «КУМЗ» и Института машиноведения УрО РАН в рамках УМНОЦ раскрыл директор Института машиноведения Владимир Швейкин (рис. 16).



Рис. 16. Выступление делегации Иماش УрО РАН: директор института д. т. н. Швейкин В. П., заместитель директора по научной работе к. т. н. Каманцев И. С., заведующая аспирантурой к. т. н. Путилова Е. А.



Институт машиноведения представляет тот сектор академической науки, который занимается фундаментальными исследованиями в различных областях знаний, в том числе в области материаловедения и технологических процессов формоизменения. Среди ресурсов ИМАШ УрО РАН, вовлеченных в сотрудничество с ПАО «КУМЗ» – научное и технологическое оборудование, научные школы и кадры, результаты международных конференций «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», рейтинговый электронный научный журнал DReAM (Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures).

С участием КУМЗ на базе Института машиноведения создана молодежная лаборатория. Ее деятельность связана с поиском решения фундаментальных научных проектов и соответствует условиям указа Президента РФ по реализации федерального проекта «Наука и университеты». ИМАШ обладает современной базой для проведения металлофизических исследований, в которых заинтересован КУМЗ. В команде специалистов молодежной лаборатории КУМЗ представляет ведущий инженер-технолог НПК, аспирант Института машиноведения Наталья Калинина.

На заводе сформирована целевая программа подготовки научных кадров: выпущено положение об аспирантуре, сформировано положение о подготовке инженеров и специалистов к поступлению в вузы для получения научных знаний. Участниками программы стали специалисты технологической службы и производственных подразделений предприятия. В результате профессиональной подготовки в аспирантуру поступили шесть сотрудников завода. Пятеро из этих шести сотрудников обучаются в аспирантуре УрФУ.

Главный металлург Павел Коковин, аспирант УрФУ, взял в разработку исследование на тему «Получение гомогенизированной структуры алюминиевых слитков за счет вторичного разогрева в процессе литья». Диссертационные исследования старшего мастера участка горячей прокатки цеха № 7 Александра Дегтярева, аспиранта УрФУ, посвящены совершенствованию технологии изготовления многослойных листов из алюминиевых сплавов. Ведущий инженер-технолог цеха № 22 Людмила Антоненко изучает влияние условий прессования на стабильность механических характеристик сплавов серии 5xxx. Главный прокатчик Сергей Есаков совместно с научными работниками УрФУ занимается проблемой «Совершенствование режимов горячей толстолистовой прокатки алюминиевых сплавов с целью предотвращения расслоения концов раската». Заместитель начальника цеха № 22 по технологии Кирилл Исякаев, аспирант УрФУ, занимается проблемами совершенствования режимов плоской прокатки сплавов системы «алюминий – магний».

Сегодня в магистратуре Уральского федерального университета обучаются шесть специалистов КУМЗ, ориентированных на развитие в профессиональной сфере, активную творческую самореализацию. Заместитель начальника цеха термомеханической обработки листов и плит по технологии Евгений Завалий и инженер-технолог прокатного цеха Павел Глинских обучаются по программе «Прогрессивные методы обработки металлов и сплавов давлением» (оба являются магистрантами второго года обучения и успешно решают задачи, связанные с их профессиональной деятельностью). Ведущий инженер-технолог НПК Александр Жигалов проходит обучение по программе «Перспективные конструкционные материалы и высокоэффективные технологии» (в магистратуре с 2024 года), ведущие инженеры-технологи кузнечно-прессового цеха Дарья Черноскутова и Светлана Ерыкалова, а также инженер-технолог НПК Ангелина Дубровина – по программе «Информационные системы и цифровые технологии в металлургии» (они также поступили в магистратуру в 2024 году).

Практике проведения на КУМЗ научно-практических конференций – 20 лет. В октябре 2004 г. на промплощадке завода прошла первая в его постсоветской истории конференция. На протяжении двух десятилетий основная тематика конференций была связана с тенденциями в применении полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, с технологиями и оборудованием для их производства, реализацией знаковых инвестиционных проектов, с сотрудничеством с ведущими профильными НИИ и КБ в сфере разработки и освоения новых изделий, с усиле-



нием позиций на рынке РФ и стран СНГ. КУМЗ подчеркивал свой инновационный характер и инвестиционную привлекательность, возможности выпуска продукции, уникальной по своим характеристикам.

КУМЗ усиливает свою инвестиционную привлекательность. Сегодня на его площадке активно реализуются проекты технического обновления литейного, кузнечного и прессового производств, усиливаются мощности современной мехобработки.

Заключение

Каменск-Уральскому металлургическому заводу – 80. У него яркая история достижений и побед, преодоления трудностей. КУМЗ обладает уникальным сочетанием трех составляющих: пройденного исторического пути, специализации предприятия и ярко выраженного инновационного характера работы. Предприятие сумело сохранить и укрепить базу и широкую номенклатуру изделий для создания воздушной техники. КУМЗ позиционирует себя как инновационная компания в сфере совершенствования производственно-технической и технологической базы, выпуска новых продуктов и продолжает играть роль своеобразного полигона, где испытываются, отрабатываются и внедряются новейшие разработки отечественной науки.



Received: 26.08.2024
Revised: 03.10.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.030-045

USING THE TRIP EFFECT TO INCREASE ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF STEEL

V. A. Sharapova

*Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeltsin,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620062, Russia*

 <https://orcid.org/0000-0002-0050-2022>  v.a.sharapova@urfu.ru

Email: v.a.sharapova@urfu.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 28, Ekaterinburg, 620062, Russia

Tel.: +7 343 375-4438

The effect of high-temperature quenching on the abrasive wear resistance of iron-carbon-chromium and iron-carbon-manganese steels (1–1.2% carbon and 18% chromium or manganese, 100Kh18 and 120G18) is studied in comparison with an iron-nitrogen-chromium steel (0Kh18A1.2) and on the friction hardening ability of these steels. The study reveals an increase in abrasive wear resistance due to the micro-TRIP effect after high-temperature quenching. It is shown that the wear resistance of the 100Kh18 steel with a metastable austenite structure and carbides after quenching from 1200 °C ($\varepsilon = 3.2$) is three times as high as the wear resistance of the 120G18 stable austenitic steel ($\varepsilon = 1.1$). The studied steels quenched from 1000–1200 °C have abrasive wear resistance exceeding the wear resistance of the 110G13L steel by 20%.

Keywords: TRIP effect, abrasive wear resistance, high-temperature hardening

Acknowledgment

We are grateful to V. M. Blinov and M. V. Kostina (IMET RAS) for the Hadfield steel samples prepared to evaluate wear resistance and to the Institute of Metallurgy, Bulgarian Academy of Sciences, where the 0Kh18A1.2 steel was smelted. The study was supported by a grant under the Priority-2030 program for strategic academic leadership.

References

1. Alimov, V.I., Shtykhno, A.P., and Bairova, I.I. Improving the production of steel parts 110G13L for crushing and grinding equipment. *Resursosberegayushchie Tekhnologii Proizvodstva i Obrabotki davleniem Materialov v Mashinostroenii*, 2021, 3 (36), 50–60. (In Russian).
2. Bolkhovitinov, N.F. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka* [Metal Science and Heat Treatment]. Mashgiz Publ., 1961, 463 p. (In Russian).
3. Song, Z., Pu, Y., Liu, Z., and Wang, B. Analysis of failure of grinding balls during service. *Metal Science and Heat Treatment*, 2022, 64, 127–133. DOI: 10.1007/s11041-022-00772-3.
4. Krivobok, V.N. Investigation on the microstructure of Hadfield manganese steel. *Trans. Amer. Soc. Steel Treat.*, 1929, 15 (6), 893–928.
5. Cheilyakh, Ya.A. and Chigarev, V.V. Development of composition of economically alloyed Fe–Cr–Mn wear-resistant weld steel with regulation of content and metastability of austenite. *Vestnik Priazovskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya: Tekhnicheskie Nauki*, 2011, 22, 103–108. (In Russian).



6. Volkov, S.Yu., Kolokoltsev, V.M., and Potapov, M.G. Relationship between mechanical properties of wear-resistant cast irons and manganese steels. *Liteynoe Proizvodstvo*, 2023, 11, 6–10. (In Russian).
7. Dvoruk, V.I., Borak, K.V., Buchko, I.A., and Kirienko, N.A. Influence of soil type on breaking of low-alloy steels during wear. *Trenie i Iznos*, 2022, 43 (6), 583–593. (In Russian). DOI: 10.32864/0202-4977-2022-43-6-583-593.
8. Rebinder, P.A. *Issledovaniya v oblasti poverkhnostnykh yavlenii* [Investigations in the Field of Surface Phenomena: Proceedings of Tsgintsvetmet]. ONTI Publ., Moscow, 1936, 300 p.
9. Grozin, B.D. Development of friction and wear theory. In: *Trudy soveshchaniya po voprosam teorii treniya i iznashivaniya* [Proceedings of the Session on Friction and Wear Theory]. Izd-vo AN SSSR, Moscow, 1957. (In Russian).
10. Kanaev, A.T., Moldakhmetova, A.E., Kanaev, A.A., Ramazanova, Zh. M., and Sarsembaeva, T.E. About the optimal range of hardness of wheel and rail steel. *Steel in Translation*, 2023, 53, 648–653. DOI: 10.3103/S0967091223070069.
11. Ainbinder, S.B. *Issledovaniya treniya i stsepleniya tverdykh tel* [A Study of Friction and Adhesion of Solids]. Riga, 1966, 109 p. (In Russian).
12. Chukhleb, A.N. Studying the processes of isothermal hardening of gray cast iron and increasing its wear resistance. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 1956, 12, 33–35. (In Russian).
13. Lyadsky, V.B. and Shabalov, V.I. Antifriction properties of manganese cast iron. *Liteynoe Proizvodstvo*, 1964, 12, 30–35. (In Russian).
14. Lyubarsky, I.M. *Povyshenie iznosoustoychivosti tyazhelonagruzhennykh shesteren* [Increasing the Wear Resistance of Heavily Loaded Gears]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1965, 133 p. (In Russian).
15. Blinov, V.M., Glezer, A.M., Bannykh, I.O., Lukin, E.I., Blinova, E.N., Bannykh, O.A., Blinov, E.V., Chernogorova, O.P., Samoiloa, M.A., and Chernenok, D.V. Effect of carbon and nitrogen on energy of stacking faults in austenitic steels. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2021, 8, 13–20. (In Russian). DOI: 10.31044/1814-4632-2021-7-13-20.
16. Blinov, V.M., Bannykh, I.O., Lukin, E.I., Bannykh, O.A., Blinov, E.W., Chernogorova, O.P., and Samoiloa, M.A. Effect of substitutional alloying elements on stacking fault energy of austenitic steels. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2021, 5, 11–17. (In Russian). DOI: 10.31044/1814-4632-2021-5-11-17.
17. Wang, Z. and Beese, A.M. Effect of chemistry on martensitic phase transformation kinetics and resulting properties of additively manufactured stainless steel. *Acta Materialia*, 2017, 131, 410–422. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.022.
18. Malinov, L.S., Malinov, V.L., Malysheva, I.E., and Burova, D.V. Principle universality of obtaining metastable austenite in the alloy and cast iron structure to increase the abrasive wear resistance. *Journal of Friction and Wear*, 2022, 43, 185–190. DOI: 10.3103/s1068366622030102.
19. Kostina, M.V., Bannykh, O.A., and Blinov, V.M. Special Features of Steels Alloyed with Nitrogen. *Metal Science and Heat Treatment*. 2000, 42, 459–462. DOI: 10.1023/A:1010479914464.
20. Speidel, M.O. From high-nitrogen steels (HNS) to high-interstitial alloys (HIA). In: Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2003), March 26–28, 2003, vdf Hochschulverlag AG an der ETH, Zürich, 2003, pp. 1–8.
21. Bannykh, O.A., Blinov, V.M., Kostina, M.V., Filippov, M.A., Khadyev, M.S., Nemirovskiy, Yu.R., and Belozerova, T.A. Relationship between the wear resistance and the phase composition and mechanical properties of new high-nitrogen ferrochrome alloys. *Metally*, 2000, 2, 57–64. (In Russian).
22. Druzhinina, M.E., Sevalnev, G.S., Romanenko, D.N., Kadyrov, R.U., and Maksimov, A.V. Study of frictional interaction of high-nitrogen austenitic steel under dry sliding friction conditions. In: *XV Vserossiyskaya Conferentsiya Molodykh Uchenykh i Spetsialistov* [The XV All-Russian Conference of Young Scientists and Specialists on The Future of Mechanical Engineering



- of Russia, Moscow, September 21–24, 2022, vol. 1]. Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, Moscow, 2022, pp. 201–207. (In Russian).
23. Blinov, V.M., Elistratov, A.V., Kolesnikov, A.G., Rakhshadt, A.G., Plokhikh, A.I., Morozova, E.I., and Kostina, M.V. Effect of heat treatment on the structural transformations and properties of high-nitrogen chromium steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2000, 42, 221–225. DOI: 10.1007/BF02471315.
 24. Kostina, M.V., Rigina, L.G., and Muradyan, S.O. Materials for the Arctic. Corrosion-resistant high-strength cold-resistant cast austenitic steel for parts and structures used in high latitudes and on the shelf. *Delovoy Zhurnal Neftegaz.RU*, 2021, 11 (119), 46–51. (In Russian).
 25. Filippov, M.A., Belozerova, T.A., Blinov, V.M., Kostina, M.A., and Valkov, E.V. Effect of heat treatment on the wear resistance of high-carbon and high-nitrogen steels subjected to abrasive wear. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, 48, 170–174. DOI: 10.1007/s11041-006-0064-4.
 26. Kostina, M.V., Rigina, L.G., Muradyan, S.O., Ilyinsky, A.I., and Kostina, V.S. Properties of austenitic, heavily alloyed, high-nitrogen steels made by various casting, special electrometallurgy, and hot deformation methods. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2022, 2022, 559–56. DOI: 10.1134/S0036029522060131.
 27. Kudryashov, A.E., Kostina, M.V., Muradyan, S.O., Rigina, L.G., and Kostina, V.S. Structure, mechanical properties and cold resistance of cast nitrogen-containing high-strength austenitic steel. *Liteynoe Proizvodstvo*, 2022, 11, 18–20. (In Russian).
 28. Kostina, M.V., Rigina, L.G., and Kudryashov, A.E. Phase transformations in nitrogen-containing steels based on 13% Cr. *Metally*, 2024, 2, 52–63. (In Russian). DOI: 10.31857/S0869573324025263.
 29. Filippov, M.A., Sharapova, V.A., Shveikin, V.P., Nikiforova, S.M., Plotnikov, G.N., and Estemirova, S.Kh. Chrome cast irons wear resistance improving by heat treatment. *Liteyshchik Rossii*, 2020, 8, 35–40. (In Russian).
 30. Belousov, G.S. Properties of ferromanganese austenite doped with nitrogen to superequilibrium concentrations. *Problemy Chernoy Metallurgii i Materialovedeniya*, 2021, 2, 56–59. (In Russian).
 31. Makarov, A.V., Savrai, R.A. Pozdejeva, N.A. Smirnov, S.V., Vichuzhanin, D.I., Korshunov, L.G., and Malygina, I.Yu. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 205 (3), 841–852. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.
 32. Savrai, R.A., Makarov, A.V., Malygina, I.Yu., and Volkova, E.G. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 734, 506–512. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.
 33. Makarov, A.V., Korshunov, L.G., and Vykhodets, V.B. Effect of hardening friction treatment on the chemical composition, structure and tribological properties of high-carbon steel. *Physics of Metals and Metal Science*, 2010, 110 (5), 530–544. DOI: 10.1134/S0031918X10110116.
 34. Makarov, A.V., Korshunov, L.G., Malygina, I.Yu., and Osintseva, A.L. Effect of laser hardening and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of carburized steel 20KhN3A. *Physics of Metals and Metal Science*, 2007, 103 (5), 536–548. DOI: 10.1134/S0031918X07110129.
 35. Korshunov, L.G. and Chernenko, N.L. The structural and tribological effects initiated by friction in austenitic chrome-nickel steel. In: XXV Uralskaya shkola mtalovedov-termistov “Aktualnye Problemy Fizicheskogo Metallovedeniya Staley i Splavov” [Actual Problems of Physical Metal Science and Alloys, Ekaterinburg, February 3–7, 2020: Abstracts]. Izd-vo Uralskogo Universiteta, 2020, pp. 157–159. (In Russian).



36. Hwang, B., Lee, T.-H., Park, S.-J., Oh, C.-S., and Kim, S.-J. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528 (24), 7257–7266. DOI: 10.2355/isijinternational.36.901.
37. Yuan, Z., Dai, Q., Cheng, X., Chen, K., and Xu, W. Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 475, 202–206. DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.122.
38. Wang, S., Yang, K., Shan, Y., and Li, L. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen–alloyed austenitic stainless steels. *Materials Science & Engineering A*, 2008, 490 (1–2), 95–104. DOI: 10.1016/j.msea.2008.01.015.
39. Efros, N.B., Korshunov, L.G., Efros, B.M., Dmitrenko, V.Yu., and Varyukhin, V.N. Wear resistance and structural modification of the surface layer of high-chromium martensitic alloys under abrasive action and sliding friction. *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, 2014, 24 (3–4), 129–139. (In Russian).
40. Filippov, M.A., Litvinov, V.S., and Nemirovskii, Yu.R. *Stali s metastabilnym austenitom* [Steels with Metastable Austenite]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1988, 257 p. (In Russian).



Подана в журнал: 26.08.2024
УДК 621.785.6
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.030-045

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ TRIP-ЭФФЕКТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛИ

В. А. Шарапова

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», ул. Мира, д. 19, г. Екатеринбург, 620062, Россия

 <https://orcid.org/0000-0002-0050-2022>  v.a.sharapova@urfu.ru

Электронная почта: v.a.sharapova@urfu.ru
Адрес для переписки: ул. Мира, д. 28, г. Екатеринбург, 620062, Россия
Телефон: +7 (343) 375-44-38

Изучено влияние высокотемпературной закалки на абразивную износостойкость сталей систем «железо – углерод – хром» и «железо – углерод – марганец» с близким количеством легирующих элементов (1–1,2 % углерода и 18 % хрома или марганца, 100X18 и 120Г18) в сравнении со сталью системы «железо – азот – хром» (0X18A1.2) и на способность этих сталей к фрикционному упрочнению. Обнаружено повышение сопротивления абразивному изнашиванию за счет микро-TRIP-эффекта после высокотемпературной закалки. Показано, что износостойкость стали 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С ($\epsilon = 3,2$) в три раза выше износостойкости стабильной аустенитной стали 120Г18 ($\epsilon = 1,1$). Исследованные стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 20 %.

Ключевые слова: TRIP-эффект, абразивная износостойкость, высокотемпературная закалка

1. Введение

Для работы в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания (бронештановые плиты дробильно-размольного оборудования, траки гусеничных машин, скреперы и бульдозеры) используют высокомарганцевую сталь аустенитного класса 110Г13Л [1]. Сталь Гадфильда подвергают закалке в воде с 1050–1170 °С, поэтому в готовых деталях она имеет аустенитную структуру и целесообразна к применению, когда износ происходит при высоком удельном давлении. Против же чисто абразивного износа (например, сопла пескоструйных аппаратов, где с большими скоростями и небольшим давлением проходит песок) эта сталь является недостаточно стойкой [2, 3]. Аустенитная структура стали Гадфильда, стабильная при комнатной температуре, при более высоких или более низких температурах неустойчива. При нагревании до 400 °С заметно падает пластичность, хотя изменений структуры при кратковременном нагреве не наблюдается [4]. Марганец в составе стали расширяет γ -область, но способствует росту зерен аустенита и склонности стали к перегреву [5]. На протяжении полувека критерии выбора износостойких материалов и режимов их термической обработки для борьбы с такими видами изнашивания – одна из важнейших проблем металловедения [6].

Существует мнение, что износостойкая структура, оптимальная для конкретных условий трения, является гетерогенной и может возникать только в ходе самого процесса трения (во время приработки), путем упрочнения активных слоев металла по мере их износа за счет наклепа, фазовых превращений или диффузионных процессов [7]. Этим объясняется многолетний научный поиск в области составов нестабильных аустенитных сталей. В 1936 г.



П. А. Ребиндер докладывал, что образование адсорбционной пленки при трении понижает твердость металла, определяемую как работу его диспергирования (эффект адсорбционного понижения твердости) [8]. Поэтому для некоторых деталей целесообразно создать гетерогенную структуру, где пониженная твердость на поверхности изнашивания будет компенсироваться упрочнением в процессе эксплуатации при протекании TRIP-эффекта в тонком слое рабочей поверхности детали. Упрочнение материалов при трении способствует ограничению процессов схватывания [9–11], т. е. износостойкость сталей и сплавов может в значительной степени определяться их способностью к контактному упрочнению.

Результаты, свидетельствующие о том, что образование мартенсита деформации в поверхностных слоях материалов при трении обуславливает их повышенную износостойкость, были получены при испытаниях на износ ряда сталей и чугунов [12, 13]. Упрочнение нестабильных аустенитных сталей при холодной пластической деформации может быть более интенсивным, чем в стали Гадфильда, при меньшем содержании в них углерода [14–17]. В настоящее время в высокоразвитых странах активно идет разработка азотистых нержавеющей сталей, одним из основных преимуществ которых по сравнению с традиционными аналогами является более высокая прочность. Установлено, что введение 1 % дешевого азота, добываемого из воздуха, оказывает такое же действие на сопротивление коррозии стали, как 30 % хрома, получаемого при неэкологичной разработке природных месторождений. Поскольку добавление 1 % углерода понижает точку M_n значительно сильнее, чем 1 % любого легирующего элемента, для сравнения с азотистой сталью 0X18A1.2 выбрали высокоуглеродистую хромистую сталь 100X18. Изучение эксплуатационных возможностей азотистых сталей в качестве износостойких материалов считается перспективным направлением научного поиска составов сталей с высокой способностью к деформационному упрочнению [18–22].

В связи с этим проведено исследование влияния высокотемпературной закалки в широком интервале температур нагрева на способность к деформационному упрочнению, сопровождающемуся TRIP-эффектом, в сталях системы «железо – углерод – хром» и «железо – углерод – марганец» с близким количеством легирующих элементов (1–1,2 % углерода и 18 % хрома или марганца) к стали системы «железо – азот – хром» (0X18A1.2), а также на их сопротивление абразивному изнашиванию.

2. Материал и методика

Стали 100X18 и 120Г18 выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 30 кг и отливали в слитки диаметром 60 мм, которые ковали в прутки сечением 12×12 мм. Сталь 0X18A1.2 выплавляли в индукционной печи под высоким давлением азота, слитки массой 20 кг ковали в прутки сечением 12×12 мм. Выбор температур нагрева под закалку в интервале температур от 900 до 1200 °С осуществляли с учетом диаграмм состояния Fe–Cr–C, Fe–Cr–N, Fe–Mn–C (табл. 1). Образцы размером $10 \times 10 \times 25$ мм изготавливали из заготовок, закаленных от разных температур в воде.

Таблица 1

Химический состав стали, масс. %

Сплав	C	Mn	Cr	Ni	Si	N
0X18A1.2*	0,04	0,42	18,42		0,4	1,22
100X18	0,98	0,55	18,36	0,3	0,35	
120Г18	1,22	17,9	0,35		0,68	
110Г13Л	1,1	13	0,2	0,25	0,3	

*Образцы предоставлены ИМЕТ РАН им. А. А. Байкова. S, P < 0,03 %



Рентгенофазовый анализ проводили на шлифах после электролитической полировки в универсальном электролите. Экспериментальные данные обрабатывались с использованием программного пакета Shimadzu на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 (медное $K\alpha$ -излучение, угловой диапазон – 35–120°, шаг – 0,02°, время на точку – 1,5 с). Профилометрия выполнена на оптическом профилометре Wyko NT 1100 в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Погрешность метода – 5 %. Твердость и микротвердость определяли по ГОСТ 9013-59 и ГОСТ 2999-75.

Износостойкость оценивалась при испытании образцов на трение по закрепленному абразиву на установке на базе строгального станка. Образцы с площадью рабочей части 10 × 10 мм совершали возвратно-поступательные движения по абразивной бумаге 14A32MН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг (удельная нагрузка – 1 МПа). По результатам двух испытаний определялось среднее значение абразивной стойкости (эталон – аустенитная сталь 110Г13Л после закалки от 1050 °С в воде, твердость – 22 HRC). Сравнение результатов испытаний проводилось в относительных единицах:

$$\varepsilon = \frac{\Delta M_0}{\Delta M_3} \quad (1)$$

где ε – относительная износостойкость; ΔM_0 – потеря массы образца; ΔM_3 – потеря массы (0,56 г) эталона.

3. Результаты и обсуждение

Влияние температуры нагрева под закалку на твердость стали 100X18 описывается неоднозначной зависимостью: при повышении от 900 до 1000 °С твердость относительно немного возрастает от 52 до 57 HRC, а в результате нагрева до 1100 и 1200 °С резко снижается до 40 HRC. Такая зависимость с максимумом при 1000 °С обусловлена взаимодействием двух основных, противоположно направленных факторов: прогрессирующее по мере повышения температуры закалки растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом приводит сначала к некоторому повышению твердости, а вследствие увеличения количества остаточного аустенита до 20 % и выше, почти до 90 %, – к снижению твердости (рис. 1 а).

В отличие от твердости абразивная износостойкость заметно возрастает в результате повышения температуры нагрева под закалку до значений, превышающих 1000 °С (рис. 1 а). Это сопровождается уменьшением количества остаточного аустенита до 40 % на рабочей поверхности после изнашивания образцов, закаленных от температур 1100 и 1200 °С, что указывает на метастабильность остаточного аустенита вследствие развития $\gamma \rightarrow \alpha$ деформационного превращения в процессе царапания и микрорезания абразивными частицами при трении. Рост износостойкости обусловлен наиболее интенсивной (из сталей, изученных в данном разделе) способностью метастабильного аустенита к фрикционному упрочнению, и, как следствие, увеличением количества углеродистого α -мартенсита на поверхности износа по мере повышения температуры нагрева под закалку (рис. 1 а). Максимум износостойкости у стали 100X18 обеспечивается закалкой от 1200 °С.

В высокоазотистой стали 0X18A1.2 также наблюдается рост твердости от 45 до 50 HRC при повышении температуры нагрева под закалку от 900 до 1000 °С. В результате нагрева до 1200 °С происходит снижение твердости до 37 HRC (рис. 1 б).

Закалка от 900 °С не обеспечивает полного образования аустенита, который превращается почти полностью в мартенсит при охлаждении с сохранением некоторого количества исходной ферритно-нитридной смеси. Температуры нагрева 1000 и тем более 1100 °С достаточны для перехода феррита в аустенит, однако часть нитридов сохраняется в процессе нагрева в аустените, высокое содержание хрома и азота в котором обуславливает резкое

снижение температуры M_n и соответствующее увеличение количества остаточного аустенита при охлаждении.

Такая зависимость с максимумом при 1000 °С обусловлена взаимодействием двух основных, противоположно направленных факторов: растворение нитридов в аустените, прогрессирующее по мере увеличения температуры нагрева под закалку свыше 1000 °С, и рост микротвердости высокоазотистого мартенсита, с одной стороны, и повышение количества микронеоднородного остаточного аустенита, с другой, приводит к тому, что твердость стали растет в интервале температур заковки от 900 до 1000 °С, а с увеличением температуры до 1200 °С снижается (рис. 1 б).

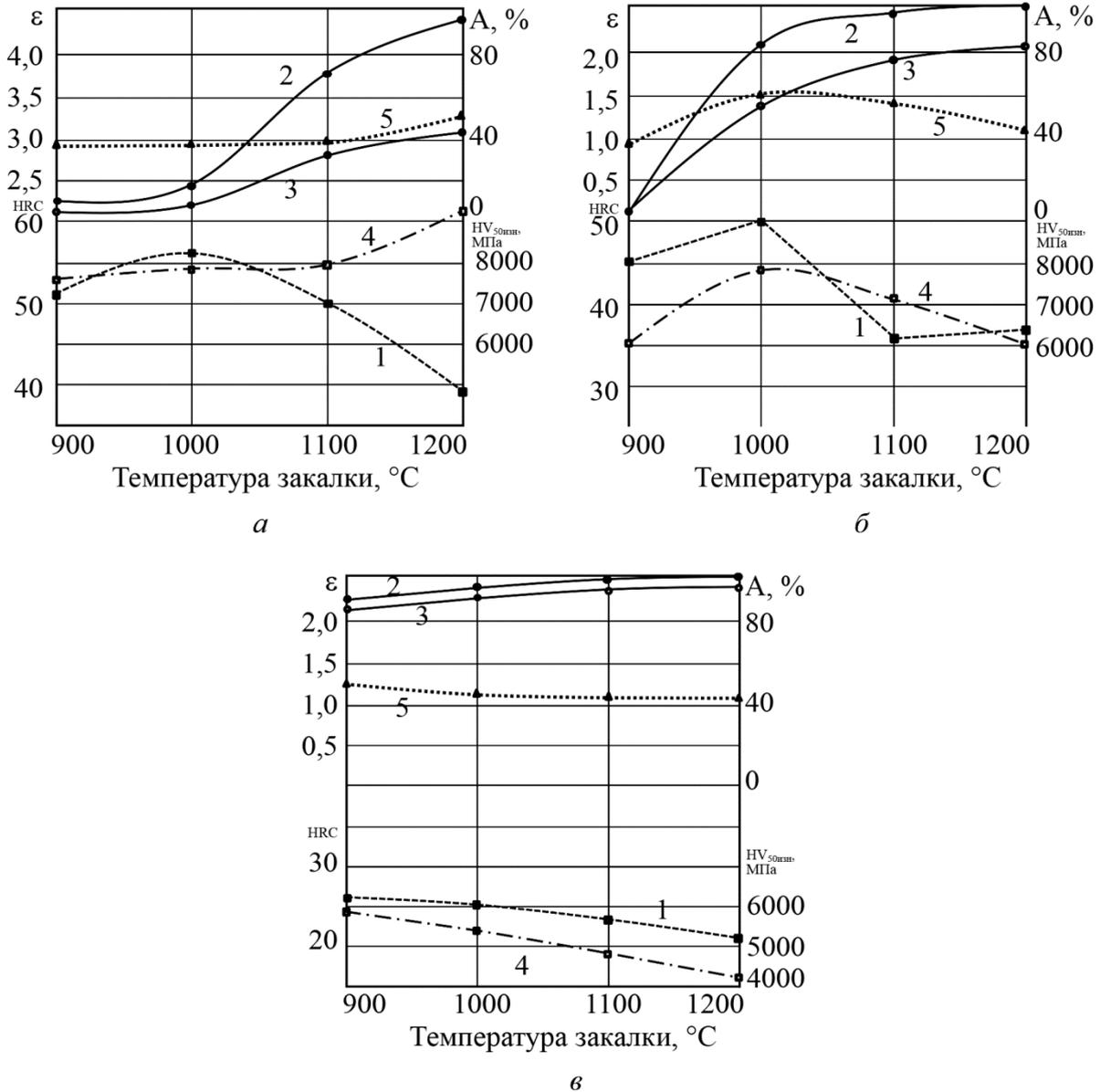


Рис. 1. Влияние температуры заковки на свойства сталей 100X18 (а), 0X18A1.2 (б) и 120Г18 (в): 1 – твердость, HRC; 2 – количество аустенита до изнашивания, %; 3 – количество аустенита после изнашивания, %; 4 – микротвердость рабочей поверхности после изнашивания HV_{50изн}, МПа; 5 – относительная износостойкость, ε

Результаты, приведенные на рис. 1 а и б, указывают на корреляцию между максимальными значениями абразивной износостойкости и микротвердости на рабочей поверхно-

сти сталей 0X18A1.2 и 100X18 после изнашивания, причем обе характеристики второй стали выше, чем первой, то есть способность к фрикционному упрочнению рабочей поверхности при абразивном изнашивании у стали 100X18 наибольшая. Поэтому для сравнительной оценки сопротивления изнашиванию исследуемых сталей целесообразно использовать величину эффективной микротвердости ($HV_{эфф.}$), которая складывается из исходной микротвердости (HV_0) и прироста микротвердости (ΔHV) на рабочей поверхности: $HV_{эфф.} = HV_0 + \Delta HV$ [26]. Эффективная микротвердость, в отличие от отдельных значений механических свойств, учитывает, наряду с исходной микротвердостью, также и упрочнение поверхностного слоя, создаваемое фазовыми превращениями в процессе изнашивания и деформационное упрочнение присутствующих и вновь образующихся фаз, в частности упрочнение от образования фрикционного мартенсита.

Роль $HV_{эфф.}$ в оценке износостойкости видна и на примере высокотемпературной закалки стали 100X18: после закалки от 1200 °С сталь имеет минимальную твердость, однако наибольшее сопротивление абразивному изнашиванию. Это связано с высокой способностью метастабильного углеродисто-хромистого аустенита к фрикционному упрочнению рабочей поверхности образцов, составляющему >500 МПа (рис. 1 а), сопровождающемуся TRIP-эффектом и релаксацией напряжений. После закалки от 900 °С сталь 120Г18 уже имеет в основном структуру аустенита с твердостью 26 HRC (рис. 2), однако на значительной части границ аустенитных зерен имеются цепочки выделений относительно крупных карбидов, окруженных более мелкими карбидами. С увеличением температуры нагрева под закалку выше 1000 °С (рис. 2) мелкие карбиды растворяются, крупные уменьшаются в размерах и остаются лишь в тех участках границ, где были расположены наиболее крупные карбиды. Легированный марганцем цементит легче растворяется в аустените, чем хромистые карбиды в стали 100X18: в структуре стали 120Г18, закаленной от 1100 °С в воде, карбиды отсутствуют (рис. 2 д). В результате дальнейшего повышения температуры нагрева под закалку до 1200 °С в структуре не происходит заметных изменений, в отдельных участках наблюдается тенденция к увеличению размера зерен (рис. 2), а твердость снижается до 22 HRC.

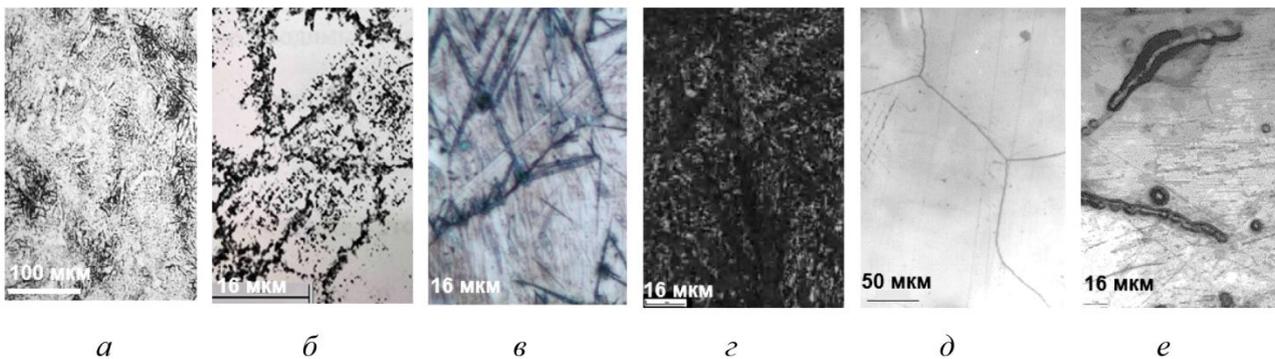


Рис. 2. Микроструктура сталей после закалки от 1200 °С 0X18A1.2 (а), 100X18 (в) и 120Г18 после закалки от 1100 °С (д); после закалки от 900 °С: 0X18A1.2 (б), 100X18 (г), 120Г18 (е)

Стабильный марганцевый аустенит стали 120Г18, имеющий низкую энергию дефектов упаковки, в процессе холодной пластической деформации обладает относительно хорошей способностью к наклепу [29, 30]. Однако эта сталь хуже сопротивляется абразивному изнашиванию по сравнению с метастабильными аустенитными сталями 0X18A1.2 и 100X18, поскольку в ней не проявляется TRIP-эффект, вызванный деформационным мартенситным превращением. Она имеет абразивную износостойкость, лишь на 10 % превышающую такую для стали 110Г13Л, принятую за единицу (рис. 1 в).

В работах [31, 32] показано, что можно оценивать влияние термообработки, предшествовавшей фрикционной обработке [33], путем профилометрии рельефа поверхности. Обра-

зование мартенсита деформации в структурно нестабильных сталях при трении и ориентированное расположение его пластин препятствуют развитию пластической деформации аустенитной матрицы как в направлении трения, так и в направлении, нормальном к поверхности трения, что ограничивает протекание процессов схватывания и глубинного вырывания, о чем свидетельствуют данные профилометрии (рис. 3). Видно, что после высокотемпературной закалки хромистой и азотистой сталей (рис. 3 *а* и *б*) глубина царапин меньше, чем в результате испытаний на изнашивание после низкотемпературной закалки (рис. 3 *в* и *г*). В азотистой стали в процессе абразивного изнашивания глубина рабочего слоя поверхности, закаленной от 1200 °С, составляет не более 3 мкм (рис. 3 *а*), в то время как после низкотемпературной закалки – до 6 мкм (рис. 3 *в*).

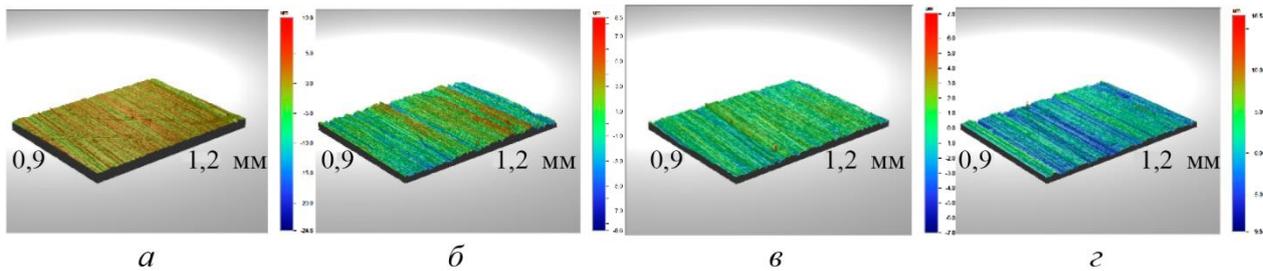


Рис. 3. Трехмерное изображение профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С образцов стали 0X18A1.2 (*а*), стали 100X18 (*б*); закаленных от 900 °С образцов стали 0X18A1.2 (*в*), стали 100X18 (*г*)

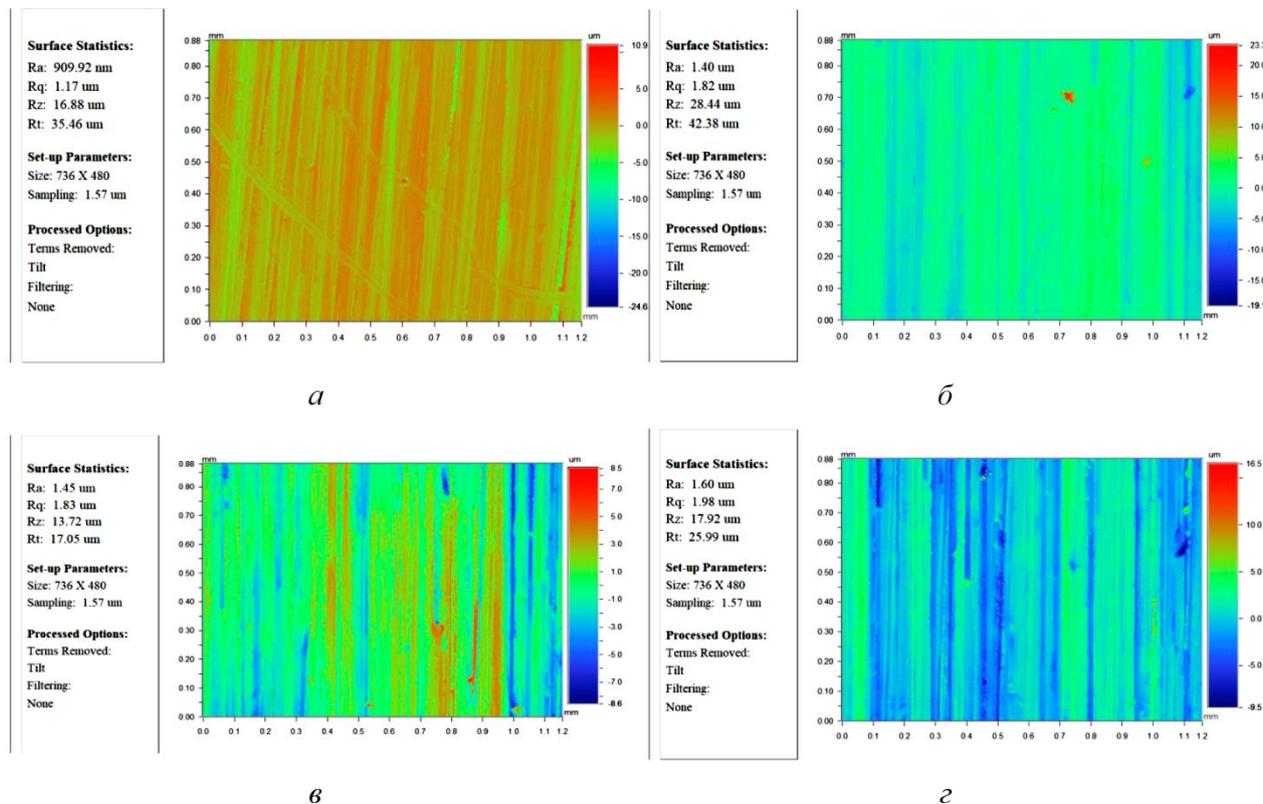


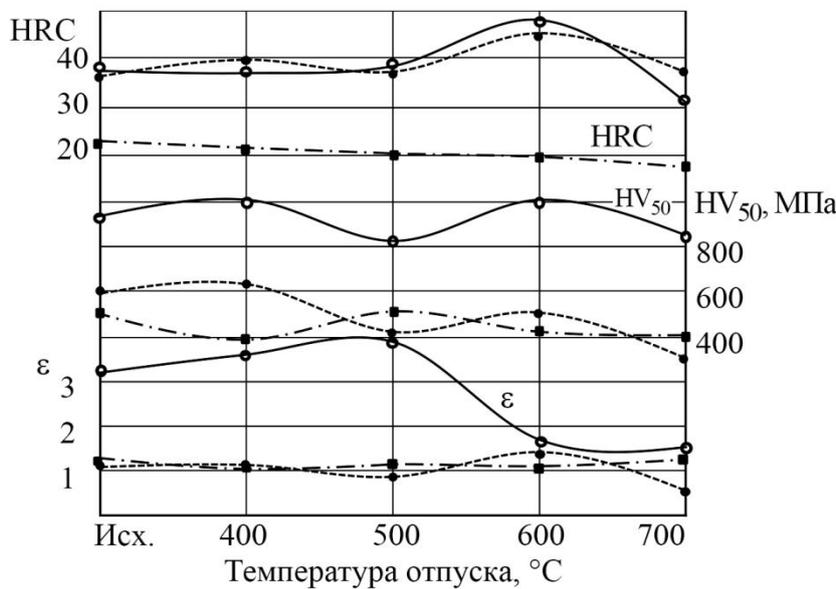
Рис. 4. Параметры профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С сталей 0X18A1.2 (*а*), 100X18 (*б*) и закаленных от 900 °С сталей 0X18A1.2 (*в*), 100X18 (*г*): Ra – среднее арифметическое отклонение профиля; Rz – высота неровностей профиля по десяти точкам; Rq – среднее квадратическое значение отклонений профиля в пределах базовой длины; Rt – полная высота профиля шероховатости

Глубина слоя поверхности, вовлекаемого в процесс изнашивания, после высокотемпературной закалки меньше, а это позволяет сделать вывод, что в результате низкотемпературной закалки механизм царапания (рис. 3 а) сменяется микрорезанием [34], поэтому абразивная износостойкость сталей снижается, что подтверждается увеличением параметров шероховатости (рис. 4).

Таким образом, высокий уровень упрочнения рабочей поверхности сталей 0X18A1.2 и 100X18 после изнашивания, обусловленный превращением метастабильного азотисто-хромистого и особенно углеродисто-хромистого аустенита в мартенсит деформации с наличием карбидов, обеспечивает хорошую абразивную износостойкость этих сталей. В свою очередь, уровень фрикционного упрочнения позволяет оценить относительную износостойкость сталей [26, 27]. Исследованные стали 0X18A1.2 и 100X18, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 25 %.

Зависимости твердости изученных сталей от температуры отпуска (рис. 5 а) существенно отличаются, что определяется термической стабильностью аустенита, его склонностью к карбидо- или нитридообразованию при повышении температуры.

Твердость стали 0X18A1.2 после закалки, имеющей аустенитную структуру, составляет 37 HRC (рис. 5 а), что значительно превышает твердость стабильного углеродистого марганцевого аустенита (22 HRC). Изменение твердости стали 0X18A1.2 с повышением температуры отпуска от 400 до 700 °С определяется полнотой процессов распада пересыщенного твердого раствора – азотисто-хромистого аустенита (рис. 2 а). По данным работы [23], аустенит в сталях Fe–18%Cr, содержащих не менее 0,9 % Ni, не является однородным твердым раствором, а представляет собой высокодисперсную регулярную структуру, состоящую из отдельных кластеров, обогащенных атомами хрома и азота. Отпуск закаленной стали 0X18A1.2 подробно описан с точки зрения структурных превращений в работах [18, 19, 26].



а

б

Рис. 5. Зависимость твердости HRC, микротвердости рабочей поверхности HV_{50изн}, МПа и относительной износостойкости ε от температуры отпуска ($\tau_{отп} = 2$ ч) сталей 100X18 (o), 0X18A1.2 (●), 120Г18 (▪), исходное состояние – закалка от 1100–1200 °С (а); микроструктура стали 0X18A1.2 после закалки от 1200 °С и отпуска при 700 °С (б)

Нагрев на 300–400 °С вызывает повышение твердости на 2–5 единиц HRC. Этот факт может быть обусловлен перераспределением атомов азота в кристаллической решетке



[35–38]. Несущественно понижает твердость увеличение температуры отпуска до 500 °С. Увеличение твердости в результате отпуска при 600 °С связано с дисперсионным твердением, сопровождающимся выделением дисперсных нитридов хрома сферической формы типа CrN, и ячеистым распадом аустенита с образованием двухфазных колоний ($\alpha + Cr_2N$), т. е. образованием дисперсной ферритно-нитридной смеси (ФНС) [26]. Данные [21] об отсутствии эффекта дисперсионного твердения можно объяснить, по-видимому, недостаточным временем отпуска (1 ч) хромисто-азотистого аустенита. После отпуска при 700 °С твердость несколько снижается (до 37 HRC) вследствие полного превращения аустенита в ферритно-нитридную структуру перлитного типа, образованную двухфазными колониями ($\alpha + Cr_2N$), и укрупнения нитридной фазы (рис. 5 б). Однако после отпуска при 700 °С значения твердости стали 0X18A1.2 остаются на более высоком уровне, чем у стали 120Г18 (рис. 5 а).

Структура стали 100X18 после закалки от 1200 °С состоит из γ -твердого раствора, обогащенного Cr и C, и не полностью растворенных карбидов $(Fe,Cr)_7C_3$, что обеспечивает сравнительно высокую твердость, 38 HRC (рис. 5 а). Хромистая сталь 100X18, как и все стали, легированные карбидообразующими элементами, затрудняющими процесс диффузионного обмена атомов местами, характеризуется повышенной устойчивостью аустенита при отпуске (рис. 5 а). При низких температурах отпуска образуются менее устойчивые карбиды, поскольку выделяющийся из аустенита углерод соединяется с непосредственно окружающими его атомами железа. Для образования более устойчивого карбида хрома необходима более значительная степень диффузии атомов хрома [35].

При нагреве до 500–600 °С, вероятно, обеспечивается достаточная подвижность атомов углерода и легирующих элементов. При этом аустенит (вследствие высокого сродства хрома и углерода) обедняется не только углеродом, но и хромом, поэтому его стабильность уменьшается (мартенситная точка повышается). Ранее выделившийся карбид железа частично или полностью превращается в дисперсный специальный карбид. Интенсивное развитие процесса выделения или образования специального карбида приводит к вторичному повышению твердости стали 100X18. Кроме того, в объемах, непосредственно примыкающих к выделившимся карбидам и обедненным углеродом и хромом, можно ожидать образование мартенсита при охлаждении [39]. При температуре отпуска 600 °С кривая твердости имеет максимум, соответствующий 46 HRC, что связано с развитием дисперсионного твердения аустенита за счет выделения дисперсных карбидов типа $(Fe,Cr)_{23}C_6$, $(Fe,Cr)_7C_3$ и эффектом вторичной закалки. При дальнейшем повышении температуры отпуска происходит укрупнение специальных карбидов и завершение распада аустенита на феррит и ферритно-карбидную смесь. После отпуска при 700 °С твердость стали 100X18 снижается до 32 HRC (рис. 5 а), в структуре наблюдается троостит отпуска и отвечающий равновесному состоянию карбид хрома $(Fe,Cr)_{23}C_6$.

Процессы диффузии углерода в аустените закаленной от 1200 °С стали 120Г18 с повышением температуры отпуска до 300–400 °С активизируются, что ведет к расслоению твердого раствора. Значительных изменений в структуре аустенита обнаружено не было. Твердость стали 120Г18, как видно из рис. 5, при повышении температуры отпуска до 400 °С практически не меняется. Нагрев при отпуске до 700 °С приводит к некоторому снижению твердости. В этом интервале температур обедняется углеродом исходно крупнозернистый аустенит, и углерод выделяется по границам в виде карбидов, частично распадается аустенит при охлаждении на ферритно-карбидный эвтектоид. При этом генезис изменения износостойкости этих сталей различен. Такое поведение стали 120Г18 объясняется стабилизирующим действием повышенного содержания марганца на аустенит, так как в стали 110Г13Л с меньшим содержанием марганца отпуск при 500–600 °С в течение 2 ч уже вызывает повышение твердости, обусловленное частичным превращением аустенита в ферритно-карбидную смесь. Легирование марганцем увеличивает термическую стабильность после отпуска при температурах до 500 °С, в то время как сталь 0X18A1.2 имеет наибольшую износостойкость после отпуска при нагреве до 600 °С [35].



После закалки от 1200 °С сталь 0X18A1.2 имеет износостойкость, превосходящую износостойкость образцов стали 110Г13Л на 25 %. Сохранение более высокой износостойкости наблюдается и при температурах отпуска до 600 °С. При температуре отпуска 700 °С наблюдается одновременное падение твердости и износостойкости, износостойкость стали со структурой ФНС составляет 0,8 от закаленной стали 110Г13Л.

Количество α' -мартенсита деформации, определенное методом рентгеновского фазового анализа, составляет на рабочей поверхности образцов стали 0X18A1.2 от 10 до 16 %, тогда как на рабочей поверхности образцов стали 110Г13Л обнаруживается не более 5 % мартенсита. Микротвердость поверхности азотистой стали – свыше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвердость на поверхности изнашивания 5840 МПа [40]. Значения относительной износостойкости коррелируют лучше, чем с твердостью, со значениями микротвердости рабочей поверхности образцов после испытаний на изнашивание (рис. 5, а). Так, низкая износостойкость при температуре старения 500 °С соответствует минимуму на кривых микротвердости, некоторое повышение износостойкости сопровождается и увеличением микротвердости, а минимальная износостойкость структуры ФНС после отпуска при температуре 700 °С обусловлена низкой способностью смеси этих фаз к фрикционному упрочнению.

4. Заключение

Износостойкость стали 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С ($\epsilon = 3,2$) в три раза выше износостойкости стабильной аустенитной стали 120Г18 ($\epsilon = 1,1$). Исследуемые стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 20 %.

В отличие от хромистой, высокоазотистая сталь 0X18A1.2 максимальную износостойкость приобретает после неполной закалки в воде от температуры 1000 °С в трехфазном состоянии (метастабильный аустенит, мартенсит и нитриды). Твердость при этом также имеет максимальное значение порядка 50 HRC.

Износостойкость структурно стабильной стали 120Г18 имеет слабо выраженную зависимость от температуры закалки, поскольку стабильный аустенит не склонен к деформационному превращению, сопровождающемуся TRIP-эффектом и релаксацией напряжений. Твердость с ростом температуры закалки несколько снижается с 26 до 22 HRC.

Данные профилометрии показывают, что после низкотемпературной закалки с ростом глубины вовлекаемого слоя поверхности происходит отделение большего количества частиц износа, и абразивная износостойкость стали страдает, т. к. увеличивается глубина царапин, происходит сьем материала с большей глубины, а механизм царапания сменяется микрорезанием. На рабочей поверхности изнашивания образцов из азотистой и хромистой стали не происходит релаксации напряжений в отсутствие TRIP-эффекта из-за недостаточного количества метастабильного аустенита, образованного низкотемпературной закалкой.

В процессе изнашивания происходит деформационный динамический отпуск образующегося мартенсита деформации, степень развития которого уменьшается в легированном хромом азотистом мартенсите, на что указывает замедление темпа снижения твердости этой стали и переводит сталь в разряд полутеплостойких.

После закалки от 1200 °С сталь 0X18A1.2 имеет износостойкость, превосходящую износостойкость образцов стали 110Г13Л на 25 %. Микротвердость поверхности азотистой стали выше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвердость на поверхности изнашивания 5840 МПа, что весьма перспективно для производства из нее деталей, способных к деформационному упрочнению поверхности в процессе эксплуатации.

Нагрев стали 0X18A1.2 при отпуске до 300–400 °С вызывает повышение твердости на 2–5 единиц HRC. В результате отпуска при 600 °С твердость вырастает до 48 HRC, что является следствием процесса дисперсионного твердения. После отпуска при 700 °С твердость



несколько снижается (до 37 HRC). Подобным образом ведет себя при отпуске и сталь 100X18.

Благодарность

Авторы выражают благодарность В. М. Блинову и М. В. Костиной (ИМЕТ РАН) за образцы стали Гадфильда для оценки износостойкости, а также Институту металлургии Болгарской академии наук, где выплавлялась сталь 0X18A1.2. Работа выполнена при поддержке гранта № ППТС48С4И12.2-23/8 программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».

Литература

1. Алимов В. И., Штыхно А. П., Баирова И. И. Совершенствование производства деталей из стали 110Г13Л для дробильно-размольного оборудования // Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении. – 2021. – № 3 (36). – С. 50–60.
2. Болховитинов Н. Ф. Металловедение и термическая обработка. – 5-е изд., доп. и перераб. – М. : Машгиз, 1961. – 463 с.
3. Analysis of failure of grinding balls during service / Z. Song, Y. Pu, Z. Liu, B. Wang // Metal Science and Heat Treatment. – 2022. – Vol. 64. – P. 127–133. – DOI: 10.1007/s11041-022-00772-3.
4. Krivobok V. N. Investigation on the microstructure of Hadfield manganese steel // Trans. Amer. Soc. Steel Treat. – 1929. – Vol. 15 (6). – 893–928.
5. Чейлях Я. А., Чигарев В. В. Разработка состава экономнолегированной Fe–Cr–Mn наплавленной износостойкой стали с регулированием содержания и метастабильности аустенита // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2011. – № 22. – С. 103–108.
6. Волков С. Ю., Колокольцев В. М., Потапов М. Г. Взаимосвязь механических свойств износостойких чугунов и марганцевых сталей // Литейное производство. – 2023. – № 11. – С. 6–10.
7. Влияние типа почвы на разрушение низколегированных сталей при изнашивании / В. И. Дворук, К. В. Борак, И. А. Бучко, Н. А. Кириенко // Трение и износ. – 2022. – Т. 43, № 6. – С. 583–593. – DOI: 10.32864/0202-4977-2022-43-6-583-593.
8. Исследования в области поверхностных явлений / под ред. П. А. Ребиндер. – Москва–Ленинград : ОНТИ, 1936. – 300 с.
9. Грозин Б. Д. Развитие теории трения и изнашивания // Труды совещания по вопросам теории трения и изнашивания, 15–17 ноября 1954 г. – М. : Изд-во АН СССР, 1957.
10. About the optimal range of hardness of wheel and rail steel / A. T. Kanaev, A. E. Moldakhmetova, A. A. Kanaev, Zh. M. Ramazanova, T. E. Sarsembaeva // Steel in Translation. – 2023. – Vol. 53. – P. 648–653. – DOI: 10.3103/S0967091223070069.
11. Айнбиндер С. Б. Исследования трения и сцепления твердых тел. – Рига, 1966. – 109 с.
12. Чухлеб А. Н. Исследование процессов изотермической закалки серого чугуна и повышение его износоустойчивости // МиТОМ. – 1956. – № 12. – С. 33–35.
13. Лядский В. Б., Шабалов В. И. Антифрикционные свойства марганцовистого чугуна // Литейное производство. – 1964. – № 12. – С. 30–35.
14. Любарский И. М. Повышение износоустойчивости тяжело нагруженных шестерен. – М. : Машиностроение, 1965. – 132 с.
15. Блинов В. М., Глезер А. М., Банных И. О. Влияние углерода и азота на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 8. – С. 13–20. – DOI: 10.31044/1814-4632-2021-7-13-20.



16. Блинов В. М., Банных И. О., Лукин Е. И. Влияние легирующих элементов замещения на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 5. – С. 11–17. – DOI: 10.31044/1814-4632-2021-5-11-17.
17. Wang Z., Beese A. M. Effect of chemistry on martensitic phase transformation kinetics and resulting properties of additively manufactured stainless steel // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 131. – P. 410–422. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.022.
18. Principle universality of obtaining metastable austenite in the alloy and cast iron structure to increase the abrasive wear resistance / L. S. Malinov, V. L. Malinov, I. E. Malysheva, D. V. Burova // Journal of Friction and Wear. – 2022. – Vol. 43. – P. 185–190. – DOI: 10.3103/s1068366622030102.
19. Kostina M. V., Bannykh O. A., Blinov V. M. Special features of steels alloyed with nitrogen // Metal Science and Heat Treatment. – 2000. – Vol. 42 – P. 459–462. – DOI: 10.1023/a:1010479914464.
20. Speidel M. O. From high-nitrogen steels (HNS) to high-interstitial alloys (HIA) // Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2003), March 26–28, 2003. – Zürich, vdf Hochschulverlag AG an der ETH, 2003. – P. 1–8.
21. О взаимосвязи износостойкости с фазовым составом механическими свойствами новых высокоазотистых железохромистых сплавов / О. А. Банных, В. М. Блинов, М. В. Костина, М. А. Филиппов, М. С. Хадыев, Ю. Р. Немировский, Т. А. Белозерова // Металлы. – 2000. – № 2. – С. 57–64.
22. Дружинина М. Э., Севальнев Д. Н., Романенко Г. С. Исследование фрикционного взаимодействия высокоазотистой аустенитной стали в условиях сухого трения скольжения // Будущее машиностроения России 2022 : сборник докладов. XV Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов (с международным участием), Москва, 21–24 сентября 2022 года. Т. 1. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2023. – С. 201–207.
23. Влияние термической обработки на структурные превращения и свойства высокоазотистых хромистых сталей / В. М. Блинов, А. В. Елистратов, Е. И. Морозова, А. Г. Рахштадт, М. В. Костина, А. Г. Колесников, А. И. Плохих // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 6. – С. 19–24.
24. Костина М. В., Ригина Л. Г., Мурадян С. О. Материалы для Арктики Коррозионноустойчивая высокопрочная литейная хладостойкая аустенитная сталь для деталей и конструкций, используемых в высоких широтах и на шельфе // Деловой журнал Neftegaz.RU. – 2021. – № 11 (119). – С. 46–51.
25. Влияние термической обработки на износостойкость при абразивном изнашивании высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей / М. А. Филиппов, Т. А. Белозерова, В. М. Блинов, М. А. Костина, Е. В. Вальков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 4. – С. 29–33. – DOI: 10.1007/s11041-006-0064-4.
26. Properties of austenitic, heavily alloyed, high-nitrogen steels made by various casting, special electrometallurgy, and hot deformation methods / M. V. Kostina, L. G. Rigina, S. O. Muradyan, A. I. Plyinsky, V. S. Kostina // Russian Metallurgy (Metally). – 2022. – Vol. 2022. – P. 559–56. – DOI: 10.1134/S0036029522060131.
27. Структура, механические свойства и хладостойкость литейной азотосодержащей высокопрочной аустенитной стали / А. Э. Кудряшов, М. В. Костина, С. О. Мурадян, Л. Г. Ригина, В. С. Костина // Литейное производство. – 2022. – № 11. – С. 18–20.
28. Костина М. В., Ригина Л. Г., Кудряшов А. Э. Фазовые превращения в азотсодержащих сталях на основе 13% Cr // Металлы. – 2024. – № 2. – С. 52–63. – DOI: 10.31857/S0869573324025263.
29. Филиппов М. А., Шарапова В. А., Швейкин В. П. Повышение износостойкости хромистых чугунов термической обработкой // Литейщик России. – 2020. – № 8. – С. 35–40.
30. Белоусов Г. С. Свойства железомарганцевого аустенита, легированного азотом до сверхравновесных концентраций // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 2. – С. 56–59.



31. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension / A. V. Makarov, R. A. Savrai, N. A. Pozdejeva, S. V. Smirnov, D. I. Vichuzhanin, L. G. Korshunov, I. Yu Malygina // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205 (3). – P. 841–852. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.025.
32. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties / R. A. Savrai, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, E. G. Volkova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 506–512. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.
33. Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Выходец В. Б. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // *Физика металлов и металловедение*. – 2010. – Т. 110 (5). – С. 530–544. – DOI: 10.1134/S0031918X10110116.
34. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // *Физика металлов и металловедение*. – 2007. – Т. 103 (5). – С. 536–548. – DOI: 10.1134/S0031918X07110129.
35. Коршунов Л. Г., Черненко Н. Л. Структурные и трибологические эффекты, инициированные трением в аустенитной хромоникелевой стали // XXV Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов»: тезисы докладов. – Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2020. – 157 с.
36. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels / B. Hwang, T.-H. Lee, S.-J. Park, Ch.-S. Oh, S.-J. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (24). – P. 7257–7266. – DOI: 10.2355/isijinternational.36.901.
37. Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels / Z. Yuan, Q. Dai, X. Cheng, K. Chen, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 475. – P. 202–206. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.122.
38. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels / S. Wang, K. Yang, Y. Shan, L. Li // *Materials Science & Engineering A*. – 2008. – Vol. 490 (1–2). – P. 95–104. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.01.015.
39. Эфрос Н. Б., Коршунов Л. Г., Эфрос Б. М. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя высокохромистых мартенситных сплавов при абразивном воздействии и трении скольжения // *Физика и техника высоких давлений*. – 2014. – Т. 24 (3–4). – С. 129–139.
40. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.

**Received:** 26.06.2024**Revised:** 02.09.2024**Accepted:** 25.10.2024**DOI:** 10.17804/2410-9908.2024.5.046-068

RECOMMENDATIONS ON OPTIMIZING A NUMBER OF PROCESS AND DESIGN PARAMETERS OF MEMBRANE CATALYTIC DEVICES FOR PRODUCING HIGH-PURITY HYDROGEN FROM CRUDE HYDROCARBONS

A. B. Vandyshev

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia*

Email: vandyshev@imach.uran.ru

Address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, Ekaterinburg, 620049, Russia
Tel.: +7 (343) 362-3025; fax: +7 (343) 374-5330

The paper offers a number of recommendations on optimizing the main process and design parameters of membrane catalytic devices. The recommendations are based on the analysis of the effect of these factors on the throughput and efficiency of the production of high-purity hydrogen from crude hydrocarbons with the application of a physically grounded and verified mathematical model.

Keywords: mathematical modeling, optimum process and design parameters, membrane catalytic devices, high-purity hydrogen, crude hydrocarbons

References

1. Vandyshev A. B. Estimating the effect of some individual technological factors on the effectiveness of producing high-purity hydrogen from hydrocarbons in catalytic membrane devices // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2022. – Iss. 4. – P. 6–36. – DOI: 10.17804/2410-9908.2023.4.029-046. – URL: http://dream-journal.org/issues/2022-4/2022-4_359.html
2. Vandyshev A. B. Estimating the effect of the main design parameters on the effectiveness of high-purity hydrogen production from raw hydrocarbons in membrane catalytic devices // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2023. – Iss. 4. – P. 29–46. – DOI: 10.17804/2410-9908.2023.4.029-046. – URL: http://dream-journal.org/issues/2023-4/2023-4_405.html
3. Vandyshev A. B. Analyzing the parameters of membrane catalytic systems for extraction of highly pure hydrogen from hydrocarbon feedstock with the application of mathematical modeling // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2016. – Iss. 4. – P. 6–45. – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.4.006-045. – URL: http://dream-journal.org/issues/2016-4/2016-4_87.html
4. Development of membrane reformer system for highly efficient hydrogen production from natural gas / Y. Shirasaki, T. Tsuneki, Y. Ota, I. Yasuda, S. Tachibana, H. Nakajima, K. Kobayashi // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2009. – Vol. 34 (10). – P. 4482–4487. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2008.08.056.
5. Membrane reformer module with Ni-foam catalyst for pure hydrogen production from methane: experimental demonstration and modeling / A. B. Shigarov, V. A. Kirillov, Yu. I. Amosov, A. S. Brayko, V. B. Avakov, I. K. Landgraf, A. R. Urusov, S. A. Jivulko, V. V. Izmaylovich // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2017. – Vol. 42 (10). – P. 6713–6726. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.12.057.

Vandyshev A. B. Recommendations on optimizing a number of process and design parameters of membrane catalytic devices for producing high-purity hydrogen from crude hydrocarbons // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2024. – Iss. 5. – P. 46–68. – DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.046-068.



6. Methane steam reforming operation and thermal stability of new porous metal supported tubular palladium composite membranes / B. Dittmar, A. Behrens, N. Schödel, M. Rüttinger, Th. Franco, G. Straczewski, R. Dittmeyer // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2013. – Vol. 38. – P. 8759–8771. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2013.05.030.
7. Vandyshv A. B., Kulikov V. A. Analysis of parameters for producing high-purity hydrogen from natural gas in a tubular type membrane-catalytic module // *Chemical and Petroleum Engineering*. – 2021. – Vol. 56. – P. 715–720. – DOI: 10.1007/s10556-021-00833-z.
8. Vandyshv A. B., Kulikov V. A. Analysis of the results of testing an individual disk-type membrane-catalytic module for obtaining high-purity hydrogen from methane // *Chemical and Petroleum Engineering*. – 2019. – Vol. 55, Nos. 9–10. – P. 725–732. – DOI: 10.1007/s10556-020-00686-y.
9. Simulation of steam methane reforming in a membrane reactor with a nickel catalyst and a palladium alloy foil / V. N. Babak, L. P. Didenko, Yu. P. Kvurt, L. A. Sementsova, S. E. Zakiev // *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*. – 2021. – Vol. 55 (3). – P. 390–402. – DOI: 10.1134/S0040579521030027.
10. Опыт практической реализации технологии конверсии углеводородного топлива с отбором водорода из зоны реакции / С. А. Живулько, В. Б. Аваков, И. К. Ланграфт, А. Р. Урусов // *Труды V Всеросс. конф. «Топливные элементы и энергоустановки на их основе»*, Суздаль, 17–21 июня 2018 г. – Черноголовка : ИФТТ РАН, 2018. – С. 62–64.
11. Lukyanov B. N. Obtaining ultra-pure hydrogen for fuel cells in the reactors with membrane separation // *Chemistry for Sustainable Development*. – 2012. – Vol. 20 (3). – P. 251–263.
12. Diffusion separation of hydrogen from gas mixtures / V. M. Baboshin, Yu. A. Buevich, A. K. Ivonin, I. V. Kirnos, B. G. Kukui // *Journal of Engineering Physics*. – 1984. – Vol. 47. – P. 821–826. – DOI: 10.1007/BF00832599.
13. High-temperature membrane apparatuses in systems for repeated utilization of hydrogen / A. B. Vandyshv, V. A. Kulikov, I. V. Kirnos, S. N. Nikishin // *Chemical and Petroleum Engineering*. – 2006. – Vol. 42. – P. 640–644. – DOI: 10.1007/s10556-006-0155-5.
14. Vandyshv A. B., Kulikov V. A., Nikishin S. N. Analysis of flow-rate characteristics of high-output membrane equipment for the production of ultra-pure hydrogen // *Chemical and Petroleum Engineering*. – 2010. – Vol. 46. – P. 72–78. – DOI: 10.1007/s10556-010-9294-9.



Подана в журнал: 26.06.2024
УДК 66.071.6.001.57
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.046-068

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ОПТИМИЗАЦИИ РЯДА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ МЕМБРАННО-КАТАЛИТИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОЧИСТОГО ВОДОРОДА ИЗ УГЛЕВОДОРОДНОГО СЫРЬЯ

А. Б. Вандышев

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия*

Электронная почта: vandyshv@imach.uran.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия
Тел.: +7 (343) 362-30-25; факс: +7 (343) 374-53-30

Приведен ряд рекомендаций по оптимизации основных технологических и конструктивных параметров мембранно-каталитических устройств на базе анализа влияния этих факторов на производительность и эффективность получения высокочистого водорода из углеводородного сырья с помощью физически обоснованной и верифицированной математической модели.

Ключевые слова: математическое моделирование, оптимальные технологические и конструктивные параметры, мембранно-каталитические устройства, высокочистый водород, углеводородное сырье

1. Введение

Получение водорода, в том числе и высокочистого, является одним из важных направлений современной водородной энергетики.

Наибольший интерес с точки зрения снижения энергозатрат и повышения эффективности и экономичности получения водорода достаточно высокой чистоты (>99,999 %) из углеводородного сырья представляют мембранно-каталитические (МК) системы, принцип действия которых основан на сочетании мембранного извлечения водорода на тонких сплошных водородселективных мембранах из палладия и его сплавов с каталитической конверсией метана. Такое сочетание упрощает общую технологическую схему установки и позволяет повысить эффективность и экономичность производства водорода.

К настоящему времени выполнен достаточно большой объем экспериментальных исследований МК-устройств лабораторного класса и испытаний ряда опытных установок, подтвердивших сам принцип получения высокочистого водорода. Однако из-за существенного различия исходных технологических условий и конструктивных параметров МК-устройств экспериментальных данных недостаточно для выработки рекомендаций по их оптимизации.

Ранее оценку влияния ряда отдельных технологических [1] и конструктивных [2] факторов удалось провести с помощью физически обоснованной математической модели [3], адекватно и на хорошем количественном уровне описывающей имеющиеся в литературе экспериментальные данные.

Цель данной работы – формирование на базе результатов исследований методом математического моделирования [1, 2] комплекса рекомендаций по оптимизации основных технологических и конструктивных параметров, необходимых для дальнейшего развития и



совершенствования, перспективных мембранно-каталитических устройств получения высокочистого водорода из углеводородного сырья.

2. Рекомендации по оптимизации основных технологических параметров мембранно-каталитических устройств

2.1. Рекомендации по оптимизации рабочей температуры и давлений в мембранно-каталитических устройствах получения высокочистого водорода из углеводородного сырья

Наиболее значимыми технологическими параметрами, влияющими на эффективность МК-устройств, являются рабочая температура и давления по обе стороны от мембраны. Из литературных данных по МК-системам известно, что рабочие температуры находятся в интервале от 500 °С [4] до 650 °С [5], а абсолютные давления продуктов предварительной конверсии углеводородов над мембраной (p_v) – от 0,9 МПа [4] до 1,6 МПа [6]. Ограниченность экспериментальных данных и многообразие типов испытанных МК-устройств при разных технологических условиях не позволяют установить корреляционные зависимости влияния температуры и давлений на эффективность получения высокочистого водорода.

Методика и результаты анализа методом математического моделирования влияния основных технологических факторов рабочей температуры и давлений по обе стороны от мембраны на эксплуатационные характеристики мембранно-каталитических устройств получения высокочистого водорода из углеводородного сырья на примере метана представлены в работе [1].

При проведении анализа [1] рассмотрены два разных типа МК-устройств, отличающихся способом удаления высокочистого водорода. Для 1-го типа МК-устройств удаление высокочистого водорода осуществляется дополнительным устройством – металлгидридным компрессором при абсолютном входном давлении под мембраной меньше атмосферного ($p_n < 0,1$ МПа). Для 2-го типа МК-устройств высокочистый водород удаляется самотеком под избыточным абсолютным давлением ($p_n > 0,1$ МПа).

Расчеты для МК-устройств обоих типов выполнены при температурах 500, 550, 600 и 650 °С [1]. Абсолютное давление исходной сырьевой смеси $\text{C}_n\text{H}_m-3\text{H}_2\text{O}$ и продуктов конверсии в МК-устройстве 1-го типа задано стандартным, $p_v = 0,9$ МПа, а абсолютные давления высокочистого водорода p_n приняты равными 0,08, 0,04 и 0,02 МПа [1]. Абсолютные давления сырьевого газа и продуктов конверсии в МК-устройстве 2-го типа приняты следующими: $p_v = 1,1; 1,6; 2,1$ и 2,6 МПа, а абсолютное давление высокочистого водорода под мембраной задано стандартным, $p_n = 0,15$ МПа [1].

С целью исключения влияния других факторов кроме интересующих температуры и давлений (p_v, p_n) остальные технологические условия и конструктивные параметры МК-устройства приняты одинаковыми. Так, в качестве исходного сырья для получения высокочистого водорода выбрана стандартная смесь $\text{C}_n\text{H}_m-3\text{H}_2\text{O}$ с исходным объемным потоком $Q_0 = 100$ м³/ч [1]. Здесь и далее по тексту объемные расходы приведены к нормальным условиям. При проведении расчетов выбрана мембрана из сплава на основе палладия типа В-1 [1] толщиной 20 мкм на прочной пористой подложке. Коэффициенты удельной водородопроницаемости γ при исследуемых температурах 500, 550, 600 и 650 °С приняты равными 0,00921, 0,00963, 0,012 и 0,0136 см³Н₂·мм/(см²·с·атм^{0,5}) соответственно [1].

Анализ расчетных параметров МК-устройств 1-го и 2-го типов осуществляли в рамках технологической схемы для системы «высокотемпературный конвертор – высокотемпературный мембранный аппарат» (ВТК–ВТМА) с катализатором конверсии углеводорода (К1 или К2) в ВТК и катализатором конверсии метана (К2) в надмембранном пространстве мембранного аппарата, представленной на рис. 1 и лежащей в основе математической модели [3].

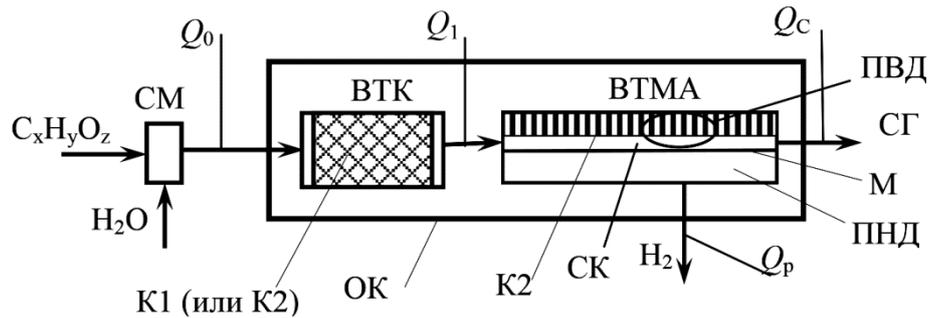


Рис. 1. Упрощенная схема системы «ВТК–ВТМА»: $C_xH_yO_z$ – углеводород; H_2O – водяной пар; СМ – смеситель; ВТК – высокотемпературный конвертор; ВТМА – высокотемпературный мембранный аппарат; ПВД – полость высокого давления; ПНД – полость низкого давления; СГ – сбросной газ; К1 – катализатор конверсии углеводорода; К2 – катализатор конверсии метана; М – палладиевая мембрана; СК – свободный канал; ОК – общий корпус, Q_0 , Q_1 , Q_p ; Q_c – объемные потоки по ходу технологической схемы

В общем виде на вход системы «ВТК–ВТМА» (рис. 1) подается смесь водяного пара и углеводорода с общей формулой $C_xH_yO_z$. Для проведения анализа в качестве углеводородного сырья выбран метан (CH_4) при $x = 1$, $y = 4$, $z = 0$ в общей формуле углеводорода. В высокотемпературном конверторе (ВТК) на катализаторе конверсии метана (К2) стандартная исходная смесь CH_4-3H_2O превращается в смесь простых газов (H_2 , H_2O , CO_2 , CO и CH_4). Равновесный состав продуктов конверсии на выходе из ВТК (рис. 1) определяется температурой, давлением, отношением H_2O/C в исходной смеси (CH_4-3H_2O) и двумя химическими равновесиями:



Далее продукты паровой конверсии поступают на мембранное разделение в свободный канал (СК) полости высокого давления ВТМА с катализатором конверсии метана К2. В свободном канале мембранного аппарата под действием перепада давлений происходит мембранное извлечение не только молекулярного водорода, образовавшегося в результате предварительной паровой конверсии метана в ВТК, но и дополнительного водорода, образующегося за счет смещения вправо химического равновесия (1) по мере отвода водорода через мембрану.

С точки зрения формирования рекомендаций по оптимизации указанных выше технологических факторов наибольший интерес представляют результаты расчетов [1] в виде зависимостей удельного показателя объемного выхода водорода q_v от температуры для МК-устройства 1-го типа (рис. 2) и для МК-устройств 2-го типа (рис. 3). Объемный выход водорода q_v определяли как отношение объемного выхода высокочистого водорода Q_p к объемному расходу исходного сырья Q_0 (смеси CH_4-3H_2O).

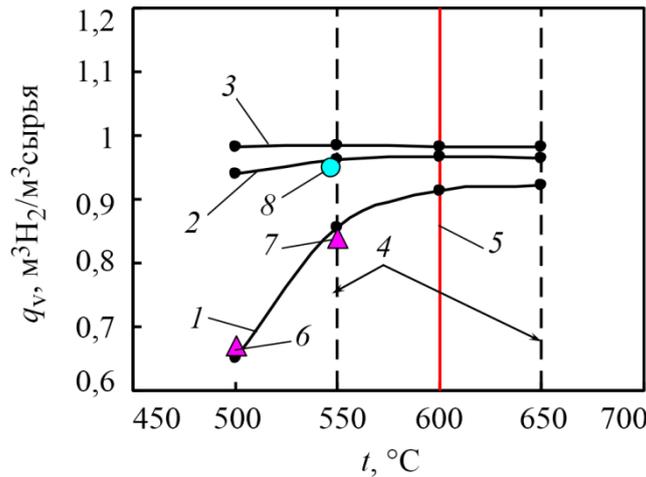


Рис. 2. Температурные зависимости объемного выхода высокочистого водорода при абсолютном давлении под мембраной $p_n = 0,08$ (1), $0,04$ (2) и $0,02$ (3) МПа для МК-устройства 1-го типа при фиксированном $p_b = 0,9$ МПа: 4 – диапазон оптимальных температур; 5 – средняя оптимальная температура; 6 – данные из работ [1, 3]; 7 – данные из работ [1, 3]; 8 – экспериментальные данные [7]

Из рис. 2 видно, что для МК-устройства 1-го типа снижение абсолютного давления высокочистого водорода p_n от $0,08$ до $0,02$ МПа (рис. 2) для каждой рабочей температуры приводит к повышению объемного выхода водорода q_v . Вертикальными пунктирными линиями 4 на рис. 2 обозначен диапазон оптимальных температур ($550\text{--}650$ °C) с высоким удельным показателем объемного выхода водорода. Вертикальной линией 5 на рис. 2 обозначена средняя оптимальная рабочая температура (600 °C) с высоким значением объемного выхода водорода для МК-устройства 1-го типа. Точкой 6 на рис. 2 обозначена величина объемного выхода водорода $q_v = Q_p/Q_0 = 31,36/(11,6 \cdot 4) = 0,67$ м³Н₂/м³сырья, рассчитанная на основании анализа экспериментальных данных, представленных в работе [3], при температуре 500 °C, $p_b = 0,9$ МПа и $p_n = 0,073$ МПа для МК-устройства производительностью 40 м³Н₂/ч [4]. Точкой 7 на рис. 2 обозначена величина объемного выхода водорода $q_v = Q_p/Q_0 = 40/(11,874 \cdot 4) = 0,84$ м³Н₂/м³сырья при температуре 550 °C, $p_b = 0,9$ МПа и $p_n = 0,073$ МПа [3] для того же МК-устройства [4]. Точкой 8 на рис. 2 отмечена оценка показателя объемного выхода водорода $q_v = 0,0636/0,067 = 0,95$ м³Н₂/м³сырья по экспериментальным данным для лабораторного МК-устройства трубчатого типа с мембраной из сплава Pd–Ag толщиной $7,3$ мкм и площадью 93 см² при температуре 547 °C, $p_b = 0,9$ МПа и $p_n = 0,04$ МПа из работы [7].

Диаграмма, приведенная на рис. 2, пригодна не только для оценки влияния температуры и давления на эффективность получения высокочистого водорода из углеводородного сырья в МК-устройствах 1-го типа, но и для сравнительного анализа известных из литературы других подобных МК-устройств.

В графическом виде расчетные температурные зависимости объемных выходов водорода q_v для МК-устройства 2-го типа при стандартном абсолютном давлении $p_n = 0,15$ МПа [1] представлены на рис. 3, из которого наглядно видно влияние рабочей температуры и абсолютного давления продуктов конверсии над мембраной p_b на эффективность получения высокочистого водорода из метана.

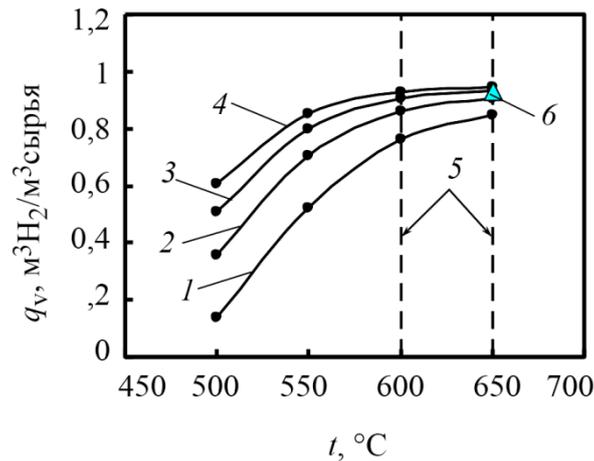


Рис. 3. Температурные зависимости объемного выхода высокочистого водорода при абсолютном давлении над мембраной $p_{\text{в}} = 1,1$ (1), 1,6 (2), 2,1 (3) и 2,6 (4) МПа для МК-устройства 2-го типа при фиксированном $p_{\text{н}} = 0,15$ МПа: 5 – диапазон оптимальных температур; б – оценка по экспериментальным данным [8]

Для МК-устройства 2-го типа объемные выходы водорода при всех исследуемых абсолютных давлениях $p_{\text{в}}$ в большей степени зависят от температуры (рис. 3), чем в случае МК-устройства 1-го типа (рис. 2).

Из приведенных графических зависимостей (рис. 3) видно, что повышение абсолютного давления над мембраной $p_{\text{в}}$ от 1,1 до 2,6 МПа для каждой рабочей температуры приводит к более высоким значениям объемного выхода водорода ($q_{\text{в}}$). Вертикальными пунктирными линиями 5 на рис. 3 обозначена область оптимальных температур 600–650 °С с высоким удельным показателем объемного выхода водорода $q_{\text{в}}$, которая стала меньше и сдвинулась, по сравнению с МК-устройством 1-го типа (рис. 2), в область более высоких температур.

Точкой б на рис. 3 отмечены результаты оценки показателя $q_{\text{в}} = Q_{\text{р}}/Q_0 = 0,177/0,190 = 0,93 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$ [8] по экспериментальным данным для МК-модуля дискового типа с площадью мембран $0,0323 \text{ м}^2$ из палладиевого сплава толщиной 50 мкм при температуре 650 °С, $p_{\text{в}} = 1,3$ МПа и $p_{\text{н}} = 0,1$ МПа. При температурах 600–650 °С и абсолютном давлении $p_{\text{в}} = 2,6$ МПа достигается максимальный объемный выход высокочистого водорода $q_{\text{в}}$, равный 0,929–0,946 $\text{м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$ (рис. 3).

Диаграммы на рис. 3 представляют собой корреляционные зависимости и позволяют в наглядной форме оценивать влияние температуры и абсолютного давления над мембраной ($p_{\text{в}}$) на эффективность и экономичность получения водорода в МК-устройствах 2-го типа, а также проводить сравнительный анализ других известных из литературы МК-устройств подобного типа.

На основании расчетных данных [1] построена еще одна обобщенная диаграмма зависимости объемного выхода водорода $q_{\text{в}}$ от отношения абсолютных давлений $p_{\text{н}}/p_{\text{в}}$ (рис. 4) при средней оптимальной температуре 600 °С для МК-устройств 1-го и 2-го типов.

Точками 1 и 2 на рис. 4 представлены расчетные данные объемных выходов водорода $q_{\text{в}}$ для обоих типов МК-устройств в зависимости от отношения $p_{\text{н}}/p_{\text{в}}$. В рамках математической модели на производительность МК-устройств обоих типов по высокочистому водороду $Q_{\text{р}}$ и удельный показатель объемного выхода водорода $q_{\text{в}} = Q_{\text{р}}/Q_0$ влияние оказывают отношения $p_{\text{н}}/p_{\text{в}}$, входящее в уравнение локальной диффузионной характеристики для участка площади мембраны. Чем меньше величина отношения $p_{\text{н}}/p_{\text{в}}$, тем выше производительность по высокочистому водороду $Q_{\text{р}}$ и удельный показатель объемного выхода водорода $q_{\text{в}} = Q_{\text{р}}/Q_0$ при фиксированном потоке питания Q_0 исходной сырьевой смеси.

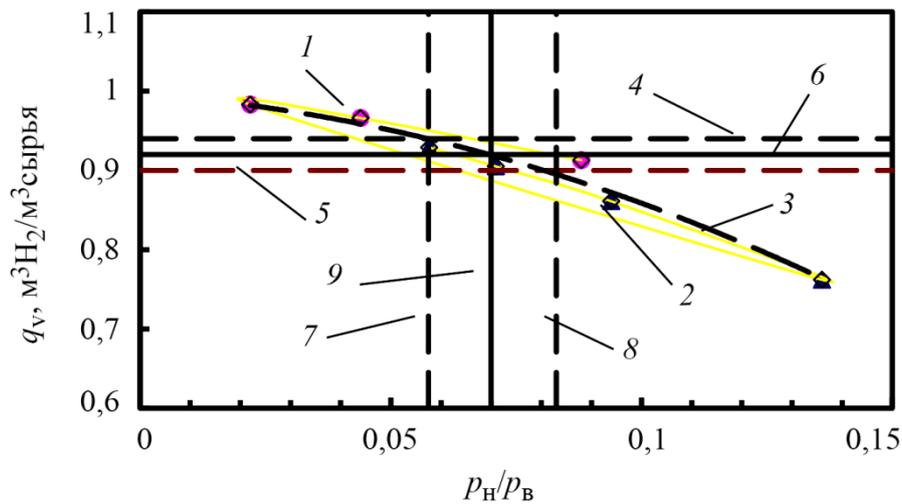


Рис. 4. Зависимости объемного выхода водорода q_v от отношения p_H/p_B для МК-устройств 1-го (точки 1) и 2-го (точки 2) типов при рабочей температуре 600 °С: 3 – аппроксимация расчетных точек 1 и 2 полиномом 2-й степени; 4 – уровень объемного выхода водорода $q_v = 0,94 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$; 5 – уровень $q_v = 0,9 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$; 6 – средний уровень $q_v = 0,92 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$; 9 – средний уровень $p_H/p_B = 0,07$

Пунктирной линией 3 на рис. 4 представлена аппроксимация расчетных точек 1 и 2 для обоих типов МК-устройств полиномом 2-й степени.

Вертикальными линиями 7 и 8 на рис. 4 отмечен диапазон оптимальных отношений p_H/p_B от 0,058 до 0,083, при котором достигается диапазон достаточно высоких объемных выходов водорода q_v от 0,9 до 0,94 $\text{м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$. Вертикальной линией 9 на рис. 4 представлен средний оптимальный уровень отношения $p_H/p_B = 0,07$, при котором достигается высокий средний уровень объемного выхода водорода $q_v = 0,92 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$.

Представленные в данном разделе результаты анализа [1] показали возможность использования математического моделирования для оценки влияния наиболее важных технологических параметров температуры и давлений по обе стороны от мембраны на эффективность получения высокочистого водорода из углеводородного сырья в МК-устройствах двух основных типов, отличающихся способом отвода водорода-продукта.

На основании проведенного анализа методом математического моделирования [1] предложены простые графические диаграммы для оперативной оценки оптимальных исходных параметров: температуры и давлений по обе стороны от мембраны. В качестве наиболее удобного критерия оценки эффективности получения высокочистого водорода использован удельный показатель объемного выхода водорода $q_v = Q_p/Q_0$.

На основании результатов расчетов, представленных на рис. 2 и 3, в качестве общей рекомендации по оптимизации рабочей температуры для МК-устройств обоих типов можно принять рабочую температуру равной 600 °С.

На основании результатов расчетов, представленных на рис. 4, в качестве общей рекомендации по оптимизации давлений по обе стороны от мембраны для обоих типов МК-устройств следует подбирать абсолютные давления p_B и p_H таким образом, чтобы отношение p_H/p_B было порядка 0,07, что обеспечивает достаточно высокий уровень объемного выхода водорода, $q_v = 0,92 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$.



2.2. Рекомендации по оптимизации расхода исходной смеси углеводорода с парами воды для мембранно-каталитических устройств получения высокочистого водорода

Еще одним важным технологическим параметром МК-устройств, подлежащим оптимизации, является расход исходной сырьевой смеси углеводорода с парами воды. Влияние расхода исходной смеси углеводорода (на примере метана) с парами воды на эксплуатационные параметры МК-устройства при фиксированных конструктивных параметрах (толщина мембраны из палладиевого сплава составляет 20 мкм, площадь мембраны – 10 м²), а также стандартных и оптимальных технологических параметрах ($t = 600$ °C; $p_v = 2,6$ МПа; $p_n = 0,15$ МПа) исследовано ранее методом математического моделирования [1].

Рассмотрены четыре технологических режима [1] с разным расходом исходной парометановой смеси Q_0 . Для 1-го (базового) режима расход исходной парометановой смеси выбран $Q_0 = 113,2$ м³/ч.

Для 2-го режима расход исходной парометановой смеси приняли в 2 раза ниже, чем для 1-го режима $Q_0 = 113,2/2 = 56,6$ м³/ч.

Для 3-го режима расход исходной парометановой смеси выбрали в 1,5 раза больше, чем для 1-го режима $Q_0 = 113,2 \cdot 1,5 = 169,8$ м³/ч.

Для 4-го режима расход исходной парометановой смеси приняли в 2 раза больше, чем для 1-го режима $Q_0 = 113,2 \cdot 2 = 226,4$ м³/ч.

Результаты расчетов параметров МК-устройства для указанных выше 4 технологических режимов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Расчетные параметры извлечения водорода в МК-устройстве с фиксированной площадью мембраны $F_{уст.} = 10$ м²

Параметры, размерность	$Q_0, \text{ м}^3/\text{ч}$			
	113,2 (1-й режим)	56,6 (2-й режим)	169,8 (3-й режим)	226,4 (4-й режим)
$Q_1, \text{ м}^3/\text{ч}$	126,92	63,46	190,38	253,84
$F_{расч.}, \text{ м}^2$	9,972	5,22	9,98	9,981
$Q_p, \text{ м}^3/\text{ч}$	105,2	52,6	150,4	179,6
$J_{ср.}, \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^2\text{ч}$	10,55	10,08	15,07	17,99
Концентрация H_2 на выходе из ВТМА, моль. доли	0,0585	0,0582	0,0726	0,0927
Концентрация CH_4 на выходе из ВТМА, моль. доли	0,012	0,012	0,025	0,052
$q_v, \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$	0,929	0,929	0,886	0,793
$q_m, \text{ м}^3\text{H}_2/\text{мольCH}_4$	3,72	3,72	3,54	3,17

Используя расчетные данные табл. 1, построили графическую зависимость производительности Q_p МК-устройства по высокочистому водороду от расхода исходной парометановой смеси, представленную на рис. 5.

На участке от $Q_0 = 0$ до $Q_0 = 113,2$ м³/ч (рис. 5) наблюдается линейная зависимость Q_p от Q_0 , проходящая через начало координат, что в пределах установленной площади мембраны $F_{уст.} = 10$ м² характеризует процесс мембранного извлечения водорода до остаточной концентрации молекулярного водорода, близкой к концентрационному пределу $X_{пред.} = 0,0577$ моль. долей. Концентрационный предел $X_{пред.}$ определяется произведением отношения p_n/p_v на мольную долю водорода в высокочистом водороде $X_{\text{H}_2} = 0,99999$ моль. доли, что достаточно близко к $X_{\text{H}_2} = 1$ моль. доли.

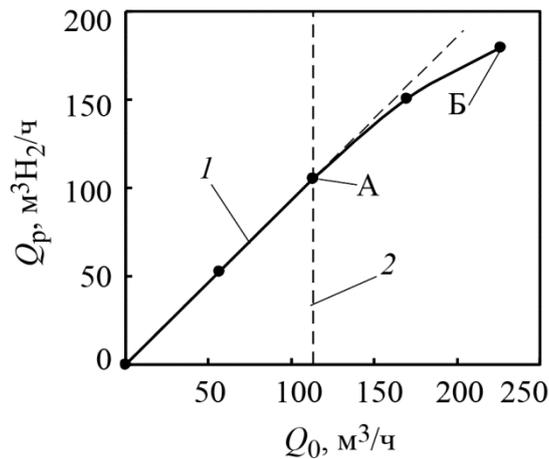


Рис. 5. Зависимость производительности по высокочистому водороду Q_p от потока исходной парометановой смеси Q_0 : 1 – зависимость Q_p от Q_0 ; 2 – уровень потока исходной парометановой смеси $Q_0 = 113,2 \text{ м}^3/\text{ч}$

На участке А–Б зависимости Q_p – Q_0 при $Q_0 > 113,2 \text{ м}^3/\text{ч}$ (рис. 5) наблюдается отклонение от первоначального линейного хода в сторону меньших значений Q_p .

Дополнительно на основании расчетных данных (табл. 1) построили графическую зависимость объемного выхода водорода q_v от потока исходной парометановой смеси Q_0 , представленную на рис. 6. Удельный показатель $q_v = Q_p/Q_0$ отражает эффективность получения высокочистого водорода в МК-устройстве. На участке А–Б (рис. 6) эффективность извлечения высокочистого водорода высокая и соответствует величине $q_v = 0,929 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$. На участке Б–В (рис. 6) эффективность извлечения высокочистого водорода q_v за счет неполного извлечения водорода заметно уменьшается до $q_v = 0,793 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$ (табл. 1).

Зависимости типа $q_v(Q_0)$ (рис. 6) представляют практический интерес при испытаниях МК-устройств для оценки их эффективности и экономичности с точки зрения полноты извлечения высокочистого водорода и эффективности использования установленной площади мембраны. При экспериментальных исследованиях МК-устройств, как правило, измеряются объемный расход исходного сырья Q_0 и поток высокочистого водорода Q_p . Эти два показателя позволяют рассчитывать объемный выход водорода $q_v = Q_p/Q_0$ при фиксированном расходе исходного сырья Q_0 .

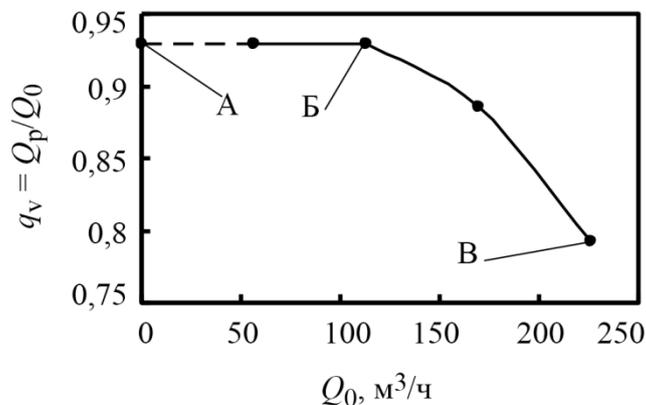


Рис. 6. Зависимость объемного выхода водорода q_v от потока исходной парометановой смеси Q_0



Ступенчато изменяя расход исходного сырья Q_0 при постоянных остальных технологических и конструктивных параметрах, можно найти Q_0 , при котором расчетный параметр объемного выхода водорода q_v начнет отклоняться в сторону меньших значений.

Это позволит определить оптимальный расход исходной сырьевой смеси Q_0 , при котором установленная площадь мембраны полностью участвует в извлечении высокочистого водорода при минимальной остаточной концентрации молекулярного водорода в разделяемой смеси продуктов паровой конверсии метана.

В табл. 2 приведены расчетные данные полных составов реакционной смеси газов после максимально возможного извлечения высокочистого водорода для четырех исследованных режимов с разным расходом исходной парометановой смеси.

Таблица 2

Составы реакционной смеси газов после извлечения высокочистого водорода

Режим	$Q_0, \text{ м}^3/\text{ч}$	Мольные доли продуктов конверсии на выходе из ВТМА				
		X_{H_2}	$X_{\text{H}_2\text{O}}$	X_{CO_2}	X_{CO}	X_{CH_4}
1	113,2	0,0585	0,4921	0,4186	0,01867	0,0121
2	56,6	0,0582	0,4920	0,4194	0,01860	0,0118
3	169,8	0,0726	0,4994	0,3819	0,02082	0,0253
4	226,4	0,0927	0,5164	0,3174	0,02136	0,0521

Для 1-го и 2-го режимов, несмотря на разную производительность МК-устройства по высокочистому водороду, полные расчетные составы газовой фазы одинаковые, что связано с полным извлечением высокочистого водорода на установленной площади мембраны, которое характеризуется концентрацией остаточного водорода, близкой к концентрационному пределу $X_{\text{пред}} = 0,0577$ моль. долей.

Для 3-го и 4-го режимов составы реакционной смеси изменяются, причем чем больше расход исходного сырья Q_0 , тем выше концентрации остаточных водорода и метана из-за неполного извлечения высокочистого водорода на фиксированной площади мембраны. Критерием неполного извлечения водорода для 3-го и 4-го режимов является более высокие концентрации остаточного молекулярного водорода по сравнению с величиной концентрационного предела $X_{\text{пред}} = 0,0577$ моль. долей (табл. 2).

Контролируя содержание молекулярного водорода в сбросном газе, при ступенчатом изменении расхода исходного сырья Q_0 можно экспериментально оценить величину Q_0 , при которой максимально эффективно используется установленная площадь мембраны МК-устройства при минимальном содержании остаточного молекулярного водорода и максимальном объемном выходе водорода q_v . Отметим, что остальные технологические параметры при ступенчатом изменении расхода исходного сырья Q_0 должны оставаться постоянными.

Учитывая специфику хроматографического анализа, связанную с предварительной осушкой смеси газов перед подачей на хроматографическую колонку, полные составы реакционной смеси газов после извлечения высокочистого водорода из табл. 2 пересчитали на сухой газ (табл. 3).

На основании проведенного в данном разделе анализа влияния объемного расхода Q_0 исходной сырьевой смеси на параметры извлечения высокочистого водорода в МК-устройстве предложена методика оценки оптимального объемного расхода исходного сырья (смеси углеводорода с парами воды).



Таблица 3

Составы реакционной смеси газов после извлечения высокочистого водорода
(в пересчете на «сухой газ»)

Режим	$Q_0, \text{ м}^3/\text{ч}$	Мольные доли продуктов конверсии на выходе из ВТМА (в пересчете на «сухой газ»)			
		X_{H_2}	X_{CO_2}	X_{CO}	X_{CH_4}
1	113,2	0,1152	0,8241	0,0368	0,0237
2	56,6	0,1145	0,8257	0,0366	0,0232
3	169,8	0,1450	0,7629	0,0416	0,0505
4	226,4	0,1916	0,657	0,044	0,1076

1. Ступенчато увеличиваем Q_0 при постоянных и оптимальных технологических и конструктивных параметрах.

2. На каждой ступни измеряем объемные расходы исходного сырья Q_0 и высокочистого водорода Q_p , по которым рассчитываем коэффициент объемного выхода водорода $q_v = Q_p/Q_0$.

3. Оптимальный объемный расход исходного сырья Q_0 определяем по переходу показателя объемного выхода водорода q_v от постоянных значений до начала его снижения.

4. Дополнительно к п. 3 можно использовать измерение остаточного водорода в сбросном газе в сочетании с данными табл. 3.

3. Рекомендации по выбору основных конструктивных параметров для мембранно-каталитических устройств получения высокочистого водорода из углеводородного сырья

3.1. Рекомендации по выбору толщины мембраны

Из конструктивных параметров наибольшее внимание уделялось влиянию на параметры МК-устройств толщины мембраны из палладия и его сплавов, обладающих высокой удельной водородопроницаемостью и селективностью по отношению к водороду. Из-за существенного различия конструктивных и технологических параметров исследованных МК-устройств установить строгие количественные закономерности влияния толщины мембраны на параметры извлечения высокочистого водорода в МК-устройствах не представляется возможным.

Удалось лишь только качественно показать, что с уменьшением толщины мембраны средняя плотность потока диффузии водорода через мембрану в МК-устройствах увеличивается [2]. В качестве иллюстрации на рис. 7 представлены результаты предварительного анализа известных литературных данных для МК-устройств с разной толщиной мембраны [2]. Из рис. 7 виден достаточно большой разброс экспериментальных данных относительно прямой линии 7, построенной по уравнению линейной регрессии, которая не проходит через начало координат и противоречит физическому смыслу процесса диффузии водорода.

В работе [2] представлены результаты детального анализа методом математического моделирования влияния толщины мембраны на характеристики МК-устройств при одинаковых и оптимальных исходных технологических условиях (1-й пример), а также дополнительно при фиксированной площади мембраны (2-й пример). Для проведения анализа использовали физически обоснованную и верифицированную математическую модель [3].

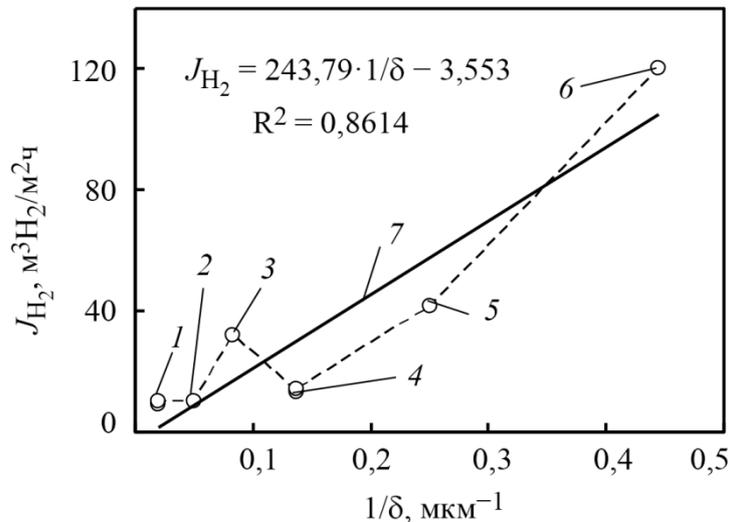


Рис. 7. Зависимости средней плотности потока диффузии водорода через мембрану J_{H_2} от обратной толщины мембраны $1/\delta$: точки 2, 3, 5 и 6 для мембран с $\delta = 20, 12, 4$ и $2,25$ мкм соответственно [2]; точка 1 – $\delta = 50$ мкм [8]; точка 4 – $\delta = 7,3$ мкм [7]; точка 7 – зависимость J_{H_2} от $1/\delta$ по уравнению линейной регрессии $J_{H_2} = 243,79 \cdot 1/\delta - 3,553$

В случае 1-го расчетного примера заданы следующие стандартные технологические условия: рабочая температура $t = 600$ °С, абсолютное давление в высокотемпературном конверторе (ВТК на рис. 1) и полости высокого давления (ПВД на рис. 1) высокотемпературного мембранного аппарата (ВТМА на рис. 1) $p_v = 2,6$ МПа, абсолютное давление в полости низкого давления (ПНД, рис.1) мембранного аппарата $p_n = 0,15$ МПа. Отметим, что сочетание указанных выше технологических параметров, согласно разделу 1.1, обеспечивает максимальную эффективность извлечения высокочистого водорода в МК-устройствах при выводе водорода-продукта из мембранного элемента самотеком под избыточным давлением ($p_n > 0,1$ МПа). В качестве сырья выбрана смесь CH_4-3H_2O с исходным объемным расходом $Q_0 = 100$ м³/ч.

Для проведения анализа [2] выбрали две основных толщины мембраны, изготовленной методом холодной прокатки: $\delta = 20$ и $\delta = 50$ мкм. В качестве дополнительной толщины приняли мембрану с $\delta = 10$ мкм, которую, по данным работы [9], также можно получить методом холодной прокатки. Метод холодной прокатки позволяет получать вакуумплотную мембрану с высокой водородной проницаемостью и селективностью. Мембрана из палладиевого сплава толщиной 20 мкм испытана в течение 3010 часов в МК-устройстве с максимальной производительностью 40 м³H₂/ч [4]. На базе МК-модулей дискового типа с толщиной мембраны $\delta = 50$ мкм из сплава 75%Pd–25%Ag разработан мембранно-каталитический реактор производительностью порядка 8 м³H₂/ч для получения высокочистого водорода из углеводородного сырья [10].

Результаты расчетов для 1-го примера при указанных выше стандартных и оптимальных технологических условиях в численном виде представлены в табл. 4.

Большие значения расчетных удельных показателей $q_v = Q_p/Q_0$ и мольного $q_m = Q_p/Q_{CH_4}$ выходов водорода (табл. 4) для всех исследованных толщин мембран свидетельствуют о высокой эффективности извлечения высокочистого водорода в МК-устройстве при условиях 1-го примера. Расчетная площадь мембраны $F_{расч.}$, необходимая для полного извлечения водорода, с уменьшением толщины мембраны с 50 до 10 мкм снижается от 21,7 до 4,34 м² (табл. 4) из-за увеличения средней плотности потока диффузии водорода через мембрану $J_{H_2} = Q_p/F_{расч.}$ от 4,28 до 21,4 м³H₂/м²ч (табл. 4).



Таблица 4

Расчетные параметры МК-устройства при стандартных и оптимальных технологических условиях (1-й пример)

Расчетные параметры МК-устройства при рабочей температуре 600 °С, $p_v = 2,6$ МПа, $p_n = 0,15$ МПа, $Q_0 = 100$ м ³ /ч						
δ , мкм	$F_{расч.}$, м ²	Q_p , м ³ Н ₂ /ч	J_{H_2} , м ³ Н ₂ /м ² ч	X_{H_2} , моль. доли	Q_v , м ³ Н ₂ /м ³ сырья	q_m , м ³ Н ₂ /моль СН ₄
50	21,7	92,9	4,28	0,0586	0,929	3,72
20	8,67	92,9	10,7	0,0586	0,929	3,72
10	4,34	92,9	21,4	0,0586	0,929	3,72

Установлено, что в рамках 1-го расчетного примера влияние толщины мембраны отражается на величине площади мембраны, необходимой для полного извлечения водорода из одинакового объемного расхода исходного сырья $Q_0 = 100$ м³/ч при высоких удельных показателях извлечения водорода (q_v и q_m).

Для 2-го расчетного примера технологические условия (рабочая температура 600 °С, абсолютные давления $p_v = 2,6$ МПа и $p_n = 0,15$ МПа и сырьевая смесь СН₄-3Н₂О) приняты такими же, как и для 1-го примера.

К конструктивным параметрам 3 мембран из палладиевого сплава В-1 с толщиной $\delta = 50$, $\delta = 20$ и $\delta = 10$ мкм добавлена стандартная установленная площадь мембраны $F_{уст.} = 10$ м². В целях обеспечения режима полного извлечения водорода в МК-устройстве в рамках 2-го расчетного примера выбрали исходные объемные расходы исходной парометановой смеси $Q_0 = 43,6$ м³/ч, $Q_0 = 113,5$ м³/ч и $Q_0 = 228$ м³/ч для мембран толщиной 50, 20 и 10 мкм соответственно.

Результаты расчетов для условий 2-го примера в численном виде представлены в табл. 5. С уменьшением толщины мембраны производительность по высокочистому водороду Q_p увеличивается и достигает значений $Q_p = 40,5$ м³Н₂/ч для $\delta = 50$ мкм, $Q_p = 105,5$ м³Н₂/ч для $\delta = 20$ мкм и $Q_p = 212$ м³Н₂/ч для $\delta = 10$ мкм (табл. 5) при одинаковой величине установленной площади мембраны $F_{уст.} = 10$ м².

Таблица 5

Расчетные параметры МК-устройства при стандартных технологических условиях и фиксированной площади мембраны $F = 10$ м² (2-й пример)

δ , мкм	Расчетные параметры МК-устройства при рабочей температуре 600 °С, $p_v = 2,6$ МПа, $p_n = 0,15$ МПа						
	Q_0 , м ³ /ч	$F_{расч.}$, м ²	Q_p , м ³ Н ₂ /ч	J_{H_2} , м ³ Н ₂ /м ² ч	X_{H_2} , моль. доли	q_v , м ³ Н ₂ /м ³ сырья	q_m , м ³ Н ₂ /моль СН ₄
50	43,6	10,03	40,5	4,04	0,0581	0,929	3,72
20	113,5	10,03	105,5	10,5	0,0585	0,929	3,72
10	228	10,01	212	21,2	0,0585	0,93	3,72

В рамках 2-го расчетного примера высокие величины расчетных удельных показателей объемного $q_v = Q_p/Q_0 = 0,929-0,93$ м³Н₂/м³сырья и мольного $q_m = Q_p/Q_{CH_4} = 3,72$ м³Н₂/мольСН₄ выходов водорода (табл. 5) для всех исследованных толщин мембран свидетельствуют о высокой эффективности извлечения высокочистого водорода в МК-устройстве.

Для условий 2-го расчетного примера влияние толщины мембраны при стандартных технологических условиях и фиксированной площади мембраны $F_{уст.} = 10$ м² отражается на величине производительности по высокочистому водороду Q_p , которая составляет 40,5



$\text{m}^3\text{H}_2/\text{ч}$ для мембраны толщиной 50 мкм, $105,5 \text{ m}^3\text{H}_2/\text{ч}$ для мембраны толщиной 20 мкм и $212 \text{ m}^3\text{H}_2/\text{ч}$ для мембраны толщиной 10 мкм (табл. 5). Интенсивности отвода водорода через мембрану, характеризующиеся средней плотностью диффузии водорода J_{H_2} , для каждой толщины мембраны практически одинаковые для 1-го примера (табл. 4) и 2-го примера (табл. 5).

Используя расчетные данные из табл. 4 и табл. 5, построили график зависимости средней плотности потока диффузии водорода через мембрану J_{H_2} от обратной толщины мембраны $1/\delta$, представленный на рис. 8. Расчетные точки для 1-го и 2-го примеров хорошо укладываются на прямую линию, проходящую через начало координат (рис. 8). Линейная зависимость $J_{\text{H}_2} = Q_p/F$ от $1/\delta$ на рис. 4 согласуется с уравнением (3) из работы [3] для локальной диффузионной характеристики на участке площади мембраны ΔF , вытекающим из закона Сивертса – Ричардсона,

$$\Delta Q_{p_j} = \frac{\gamma}{\delta} \sqrt{p_B} \cdot \Delta F \cdot \left(\sqrt{\frac{X_{\text{H}_2, \text{н}} + X_{\text{H}_2, \text{к}}}{2}} - \sqrt{\frac{p_{\text{H}}}{p_B}} \right), \quad (3)$$

где ΔQ_p – диффузионный поток водорода через участок площади мембраны ΔF ; γ – коэффициент удельной водородопроницаемости мембраны; δ – толщина мембраны; p_B – абсолютное давление в ПВД; p_{H} – абсолютное давление в ПНД; ΔF_j – часть площади мембраны; $X_{\text{H}_2, \text{н}}$ – начальная объемная доля водорода на участке площади мембраны ΔF ; $X_{\text{H}_2, \text{к}}$ – конечная объемная доля водорода на участке площади мембраны ΔF .

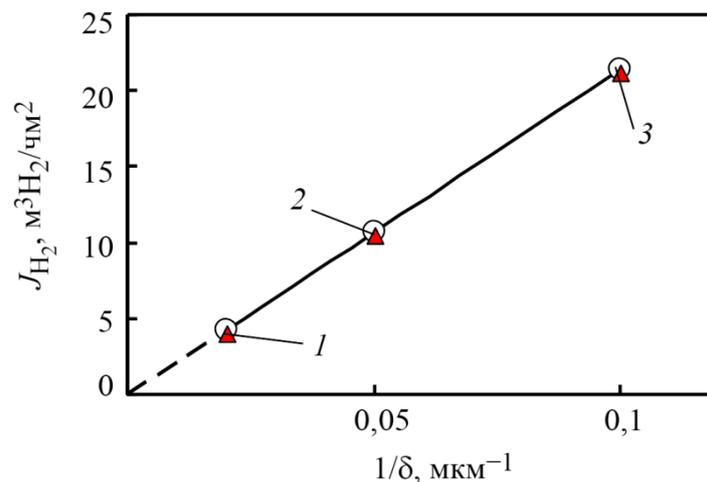


Рис. 8. Зависимости средней плотности потока диффузии водорода через мембрану J_{H_2} от обратной толщины мембраны $1/\delta$: 1 – $\delta = 50$ мкм; 2 – $\delta = 20$ мкм; 3 – $\delta = 10$ мкм; круглые точки – 1-й расчетный пример; треугольные точки – 2-й расчетный пример

В случае стандартных исходных технологических условий и конструктивных параметров линейная зависимость средней плотности потока диффузии водорода J_{H_2} от обратной толщины мембраны $1/\delta$ (рис. 8) четко выражена и физически обоснована в отличие от экспериментальных данных, представленных на рис. 7.

С точки зрения практической реализации МК-устройств важно учитывать влияние толщины мембраны. Так, при толщине мембраны $\delta = 20$ мкм в рамках 1-го расчетного примера достигается высокая производительность по высокочистому водороду $Q_p = 92,9 \text{ m}^3\text{H}_2/\text{ч}$ при высоких удельных показателях объемного $q_v = Q_p/Q_0 = 0,929 \text{ m}^3\text{H}_2/\text{m}^3$ сырья и мольного $q_m = Q_p/Q_{\text{CH}_4} = 3,72 \text{ m}^3\text{H}_2/\text{мольCH}_4$ выходов водорода (табл. 4), свидетельствующих о высокой эффективности извлечения водорода. В этом случае, согласно расчетам, требуется приемле-



мая площадь мембраны $F_{\text{расч.}} = 8,67 \text{ м}^2$ (табл. 4), близкая к испытанной в МК-устройстве с такой же толщиной мембраны и производительностью $Q_p = 40 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$ [4].

Увеличение толщины мембраны с $\delta = 20 \text{ мкм}$ до $\delta = 50 \text{ мкм}$, согласно нашим расчетам, приводит к увеличению необходимой для полного извлечения водорода площади мембраны с $F_{\text{расч.}} = 8,67 \text{ м}^2$ до $F_{\text{расч.}} = 21,7 \text{ м}^2$ (табл. 4), что может оказаться неприемлемым с точки зрения существенного увеличения габаритных размеров МК-устройства и более высоких капитальных затрат. В рамках 1-го расчетного примера показано, что уменьшение толщины мембраны с $\delta = 20 \text{ мкм}$ до $\delta = 10 \text{ мкм}$ приводит к уменьшению необходимой для полного извлечения водорода площади мембраны с $F_{\text{расч.}} = 8,67 \text{ м}^2$ до $F_{\text{расч.}} = 4,34 \text{ м}^2$ (табл. 4), что может сказаться на существенном снижении габаритных размеров МК-устройства и капитальных затрат. Однако отсутствие практических примеров использования мембран, полученных методом холодной прокатки, для МК-устройств большой производительности позволяет рассматривать мембрану толщиной $\delta = 10 \text{ мкм}$ только как некоторый перспективный резерв для создания компактных МК-устройств получения высокочистого водорода из углеводородного сырья.

Таким образом, представленный анализ на приведенных расчетных примерах наглядно показал, что влияние толщины водородселективной мембраны в сочетании с рекомендациями по выбору оптимальных технологических параметров [1] необходимо учитывать при проектировании, изготовлении и эксплуатации перспективных мембранно-каталитических устройств получения высокочистого водорода из углеводородного сырья.

В качестве предварительной рекомендации можно принять оптимальной толщину мембраны, равную 20 мкм.

3.2. Рекомендации по влиянию системы отвода высокочистого водорода из мембранных элементов на эксплуатационные показатели мембранно-каталитических устройств

В работе [2] рассмотрено влияние еще одного конструктивного фактора, связанного с системой отвода высокочистого водорода из подмембранного пространства мембранных элементов, на показатели извлечения водорода из углеводородного сырья в мембранно-каталитических устройствах. Отметим, что ранее влияние этого фактора для МК-устройств не рассматривалось.

Температурные зависимости объемных выходов водорода q_v для МК-устройства 1-го типа (с отводом высокочистого водорода под разрежением $p_n < 0,1 \text{ МПа}$) для ряда фиксированных абсолютных давлений p_n под мембраной (по данным работы [2]) представлены на рис. 9. Абсолютное давление газа в предварительном конверторе и продуктов паровой конверсии углеводородов в полости высокого давления над мембраной во всех случаях было стандартным, $p_b = 0,9 \text{ МПа}$ [2].

Точкой 5 на рис. 9 отмечен удельный показатель объемного выхода водорода $q_v = 0,0636/0,067 = 0,95 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$ по экспериментальным данным для лабораторного МК-устройства трубчатого типа с мембраной из Pd–Ag сплава толщиной 7,3 мкм и площадью 93 см² при температуре 547 °С, $p_b = 0,9 \text{ МПа}$ и $p_n = 0,04 \text{ МПа}$ из работы [7]. Отметим, что все объемные расходы приведены к нормальным условиям. Эта точка 5 ($q_v = 0,95 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$) при температуре 547 °С расположена достаточно близко к изобаре $p_n = 0,04 \text{ МПа}$ (кривая 2 на рис. 9), что свидетельствует о практической реализации в эксперименте с МК-модулем трубчатого типа [7] абсолютного давления высокочистого водорода под мембраной, близкого к заявленному $p_n = 0,04 \text{ МПа}$.

Точкой 4 на рис. 9 отмечен показатель объемного выхода водорода $q_v = Q_p/Q_0 = 0,84 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$, оцененный в работе [3] по экспериментальным данным для МК-реактора производительностью 40 м³H₂/ч [4] с мембранными элементами плоского типа при температуре 550 °С и абсолютном давлении продуктов паровой конверсии природного газа над мембра-

ной $p_B = 0,9$ МПа. В отличие от МК-конвертора трубчатого типа, точка 4 на рис. 9 расположена вблизи изобары $p_H = 0,08$ МПа (кривая 1 на рис. 6), что существенно (почти в 2 раза) отличается от заявленного в работе [4] абсолютного давления высокочистого водорода под мембраной $p_H = 0,04$ МПа.

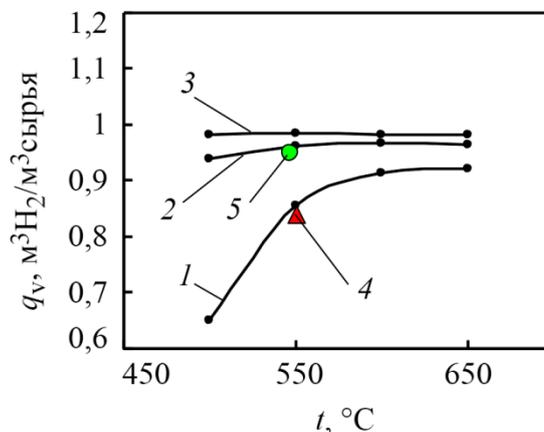


Рис. 9. Температурные зависимости объемного выхода высокочистого водорода q_v при абсолютных давлениях под мембраной $p_H = 0,08$ (1), 0,04 (2) и 0,02 МПа (3) для МК-устройства 1-го типа при фиксированном абсолютном давлении над мембраной $p_B = 0,9$ МПа; 4 – оценка по данным работы [2]; 5 – экспериментальные данные [7]

Отметим, что технологические условия для обоих типов МК-устройств практически одинаковые, включая состав природного газа из городской сети, представляющего собой смесь предельных углеводородов (88,5 % CH_4 , 4,6 % C_2H_6 , 5,4 % C_3H_8 и 1,5 % C_4H_{10} [4, 7]). Однако величины объемных выходов водорода q_v существенно отличаются.

В МК-модуле трубчатого типа [7] для получения высокочистого водорода из природного газа обращает на себя внимание наличие внутри пористой никелевой трубки, выполняющей функцию подложки для обеспечения механической прочности тонкой мембраны из палладиевого сплава, свободного цилиндрического канала диаметром около 8 мм. Этот канал образует полость низкого давления в МК-устройстве трубчатого типа с минимальным гидравлическим сопротивлением при отводе высокочистого водорода. Очевидно, что это обстоятельство и определяет высокую эффективность извлечения высокочистого водорода, свойственную МК-устройству трубчатого типа, характеризуемую коэффициентом объемного выхода водорода $q_v = 0,95$ m^3H_2/m^3 [7] при $p_H = 0,04$ МПа.

Мембранно-каталитический реактор производительностью 40 $m^3H_2/ч$ [4] состоял из 112 параллельно работающих индивидуальных мембранно-каталитических реакторов плоского типа с размерами $615 \times 86 \times 25$ мм. В каждом индивидуальном МК-реакторе установлены один предварительный конвертор природного газа с катализатором Ni/Al_2O_3 и два параллельно работающих мембранных элемента плоского типа в виде прямоугольных призм с размерами $460 \times 40 \times 10$ мм [4], сопряженных с дополнительными катализаторами конверсии метана. Для удаления водорода-продукта под разрежением из подмембранного пространства единичных МК-реакторов, объединенных в один общий коллектор, использован металлгидридный побудитель расхода водорода с абсолютным давлением на входе $p = 0,04$ МПа [4].

Из-за отсутствия подробных сведений о конструкции мембранных элементов плоского типа [4] можно предположить, что для придания механической прочности тонкой мембране (20 мкм) из палладиевого сплава внутри каждого мембранного элемента традиционно использована пористая подложка. Вероятно, эта пористая подложка использовалась также и для удаления высокочистого водорода из внутренней полости мембранных элементов вдоль их длины, равной 460 мм. Общая установленная площадь мембран [4] толщиной 20 мкм



на пористой подложке в МК-реакторе, по данным работы [11], составляла $F_{\text{уст.}} = 0,46 \times 0,1 \times 2 \times 112 = 10,3 \text{ м}^2$.

Наиболее вероятной причиной отмеченного выше существенного различия объемных выходов водорода (рис. 9) в МК-устройствах трубчатого [7] и плоского [4] типов при практически одинаковых технологических условиях является повышенное гидравлическое сопротивление пористой подложки в подмембранном пространстве мембранного элемента плоского типа, по сравнению со свободным цилиндрическим каналом в МК-устройстве трубчатого типа.

Ранее необходимость учета влияния гидравлического сопротивления в полости низкого давления плоских мембранных элементов типа «мешок» при извлечении особо чистого водорода из азотоводородных газовых смесей была детально изучена в работе [12], связанной с разработкой опытно-промышленного высокотемпературного мембранного аппарата ДБ-100 с проектной производительностью по особо чистому водороду $Q_p = 100 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$.

На основании анализа работы [12] можно утверждать, что причиной расхождения проектных и экспериментальных данных являлось повышенное гидравлическое сопротивление в полости низкого давления мембранного аппарата ДБ-100 из-за несовершенства системы отвода особо чистого водорода из внутренних полостей плоских мембранных элементов типа «мешок».

В дальнейшем при создании мембранной установки УДВВ-500 с проектной производительностью $Q_p = 500 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$ конструкция плоского мембранного элемента была усовершенствована путем создания нового мембранного элемента типа «флажок», что позволило устранить повышенное гидравлическое сопротивление системы отвода особо чистого водорода из его внутренней полости. При проведении промышленных испытаний экспериментально подтверждена проектная производительность ($Q_p = 500 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$) мембранной установки УДВВ-500 с мембранными элементами типа «флажок» [13]. Далее модернизированные плоские мембранные элементы типа «флажок» были использованы при проектировании и изготовлении трех мембранных аппаратов АМПЭ-2,5-68 производительностью каждого по $1000 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$ [14].

Таким образом, можно предположить, что более низкая величина объемного выхода водорода в МК-устройстве с плоскими индивидуальными МК-модулями (точка 4 на рис. 9) связана с повышенным гидравлическим сопротивлением при удалении высокочистого водорода из подмембранного пространства через внутренний объем пористой подложки.

С помощью физически обоснованной и адекватной математической модели [3] провели анализ МК-конвертора [4] для получения высокочистого водорода из природного газа с проектной производительностью $40 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$. Первоначально расчеты выполнены при следующих условиях (1-й режим): рабочая температура $t = 550 \text{ }^\circ\text{C}$, абсолютное давление над мембраной $p_v = 0,9 \text{ МПа}$, абсолютное давление под мембраной $p_n = 0,08 \text{ МПа}$ (из графика на рис. 9 для точки 4). Исходное сырье – смесь природного газа (ПГ), состоящего из 88,5 % CH_4 , 4,6 % C_2H_6 , 5,4 % C_3H_8 , 1,5 % C_4H_{10} , с парами воды при отношении $Q_{\text{H}_2\text{O}}/Q_{\text{ПГ}} = 3,2$; объемный расход сырьевой смеси $Q_0 = 11,6 \cdot (3,2 + 1) = 48,72 \text{ м}^3/\text{ч}$ [4]. Расчетный равновесный состав продуктов конверсии на выходе из предварительного конвертора МК-устройства [4] с учетом двух химических равновесий (4), (5) при условии неизменности атомного состава водорода, кислорода, углерода в исходной смеси ПГ-3,2 H_2O и продуктах конверсии представлен в табл. 6.

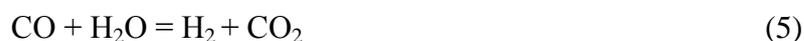




Таблица 6

Равновесные и атомные составы продуктов паровой конверсии исследуемых смесей углеводородного сырья

Мольные доли продуктов конверсии на выходе из ВТК					Атомные доли на входе и выходе ВТК		
X_{H_2}	X_{H_2O}	X_{CO_2}	X_{CO}	X_{CH_4}	Н	О	С
0,2210	0,5637	0,0594	0,0064	0,1495	0,7056	0,2243	0,0701

Таким образом, из исходной смеси природного газа сложного состава с парами воды из предварительного конвертора выходит 5-компонентная смесь простых газов H_2 , H_2O , CO_2 , CO , CH_4 , которая поступает на мембранное извлечение высокочистого водорода в свободный канал между мембраной и катализатором конверсии метана МК-модуля плоского типа. Согласно физическим представлениям, молекулярный водород из продуктов паровой конверсии непосредственно участвует в мембранном извлечении, а связанный водород (CH_4) в присутствии катализатора паровой конверсии метана – опосредованно через смещение химического равновесия (4) вправо по мере оттока водорода через мембрану.

Результаты анализа извлечения высокочистого водорода с помощью модели из работы [3] при указанных выше условиях для 1-го режима представлены в численном виде в 1-й строке табл. 7.

Для технологических условий 1-го режима максимальная расчетная производительность МК-реактора Q_p составила $39,58 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$ (табл. 7) и практически совпала с проектной и экспериментально достигнутой производительностью $40 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{ч}$ [4]. Однако максимальная производительность Q_p достигается при расчетной площади мембраны $F_{\text{расч.}} = 4,1 \text{ м}^2$ (табл. 7), существенно меньшей, чем установленная площадь мембраны $F_{\text{уст.}} = 10,3 \text{ м}^2$ [11].

Таблица 7

Параметры МК-реактора с плоскими мембранными элементами

Ре- жим	Расчетные параметры МК-реактора [13] при температуре $550 \text{ }^\circ\text{C}$, $p_b = 0,9 \text{ МПа}$						
	Q_0 , $\text{м}^3/\text{ч}$	$F_{\text{расч.}}$, м^2	Q_p , $\text{м}^3\text{H}_2/\text{ч}$	J_{H_2} , $\text{м}^3\text{H}_2/\text{м}^2\text{ч}$	X_{H_2} , моль. доли	q_v , $\text{м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$	q_m , $\text{м}^3\text{H}_2/\text{моль у. в.}$
$P_H = 0,08 \text{ МПа}$							
1	48,72	4,1	39,58	9,65	0,0898	0,81	3,91
$P_H = 0,04 \text{ МПа}$							
2	48,72	2,0	44,4	22,2	0,0454	0,911	4,41
3	119,8	5,16	109,4	21,2	0,0449	0,913	4,42
4	239,5	9,96	218,7	21,9	0,0453	0,913	4,42

В случае 1-го режима из-за низкого перепада давлений $\Delta p = p_b - p_H$ на мембране при $p_H = 0,08 \text{ МПа}$ процесс извлечения высокочистого водорода из продуктов паровой конверсии природного газа осуществляется менее эффективно и характеризуется расчетной средней плотностью потока водорода через мембрану $J_{H_2} = Q_p/F_{\text{расч.}} = 9,65 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^2\text{ч}$ (табл. 7).

Расчетная величина удельного показателя объемного выхода водорода при этих условиях составила $q_v = 0,81 \text{ м}^3\text{H}_2/\text{м}^3\text{сырья}$ (табл. 7), что также свидетельствует о низкой эффективности получения высокочистого водорода в МК-устройстве [4] с плоскими мембранными элементами.



При снятии ограничений, связанных с отводом высокочистого водорода из подмембранного пространства плоских мембранных элементов [4], путем исключения влияния гидравлического сопротивления можно снизить абсолютное давление p_n до входного давления металлгидридного компрессора, равного 0,04 МПа. В этом случае необходимо изменить конструкцию плоской пористой подложки, например, путем создания в ней свободных продольных каналов (длиной 460 мм) без изменения габаритных размеров собственно мембранных элементов.

Дополнительно рассмотрен 2-й режим, который по исходным данным отличается от 1-го режима только величиной $p_n = 0,04$ МПа. Результаты анализа параметров получения высокочистого водорода из продуктов паровой конверсии природного газа в МК-реакторе при $p_n = 0,04$ МПа для 2-го режима представлены в численном виде в табл. 7 (2-я строка).

Максимальная производительность для 2-го режима по высокочистому водороду Q_p выше, чем для 1-го режима, и составляет $Q_p = 44,4$ м³Н₂/ч (табл. 7). Интенсивность отвода водорода через мембрану для 2-го режима, характеризуемая средней плотностью потока диффузии водорода через мембрану, $J_{H_2} = Q_p/F_{расч.}$, увеличилась с 9,65 м³Н₂/м²ч (1-й режим) до 22,2 м³Н₂/м²ч (табл. 7). Расчетная площадь мембраны для 2-го режима, необходимая для полного извлечения водорода, снизилась с 4,1 м² (1-й режим) до 2,0 м² (табл. 7). Величина удельного показателя объемного выхода водорода для 2-го режима по сравнению с 1-м режимом увеличилась с 0,81 до $q_v = 0,911$ м³Н₂/м³сырья (табл. 7), что свидетельствует о более высокой эффективности получения высокочистого водорода в МК-устройстве [4] с плоскими мембранными элементами при $p_n = 0,04$ МПа.

С целью повышения производительности МК-устройства [4] и более рационального использования установленной площади мембраны при условии снятия ограничений по отводу высокочистого водорода из подмембранного пространства мембранных элементов ($p_n = 0,04$ МПа) рассмотрены еще два технологических режима: с $Q_0 = 119,8$ м³/ч (3-й режим) и с $Q_0 = 239,5$ м³/ч (4-й режим). Остальные исходные технологические условия сохранены, как и для 2-го режима.

Результаты анализа методом математического моделирования для 3-го и 4-го режимов представлены в численном виде в табл. 7 (3-я и 4-я строки). Проведенный анализ показал, что при принятых исходных технологических условиях, по сравнению со 2-м режимом, максимальная производительность МК-устройства [4] по высокочистому водороду существенно увеличивается до 109,4 м³Н₂/ч для 3-го режима и до 218,7 м³Н₂/ч для 4-го режима (табл. 7). При этом наблюдается более рациональное использование установленной площади мембран (табл. 7). Так, для 3-го режима $F_{расч.} = 5,16$ м², а для 4-го режима $F_{расч.} = 9,96$ м² (табл. 7).

Средняя плотность потока диффузии водорода через мембрану и удельные показатели объемного и мольного выходов водорода для 3-го и 4-го режимов сохраняются на уровне 2-го режима (табл. 7).

По расчетным данным для 2-го, 3-го и 4-го режимов (табл. 7) построили график расходной характеристики МК-устройства [4], представленный на рис. 10, из которого видно, что при снятии ограничений по отводу высокочистого водорода из подмембранного пространства мембранных элементов плоского типа общую производительность МК-устройства можно значительно (в несколько раз) увеличить.

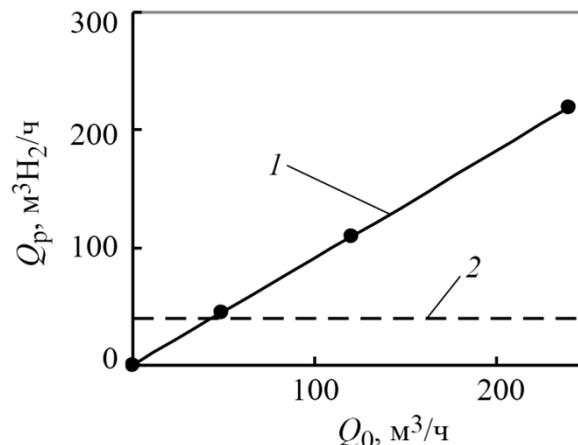


Рис. 10. Расчетная расходная характеристика (1) МК-устройства [4] с мембранными элементами плоского типа при $p_n = 0,04$ МПа и температуре 550 °С; 2 – уровень проектной производительности $Q_p = 40$ м³H₂/ч

В данном разделе на основании сравнения МК-устройств, имеющих мембранные элементы трубчатого и плоского типов, проанализировано влияние системы отвода высокочистого водорода из подмембранного пространства мембранных элементов.

Установлено, что в случае затруднений по отводу высокочистого водорода из подмембранного пространства мембранных элементов плоского типа, связанных с повышенным гидравлическим сопротивлением пористой подложки, снижается как производительность МК-устройства, так и эффективность мембранного извлечения водорода, характеризуемая удельным показателем объемного выхода водорода q_v .

Предложен обоснованный способ устранения повышенного гидравлического сопротивления в мембранных элементах плоского типа [4] путем создания внутри пористой подложки продольных каналов без изменения геометрических размеров собственно мембранных элементов, что позволит существенно увеличить производительность МК-устройства при высоком удельном показателе объемного выхода водорода q_v .

Представленные результаты исследований данного раздела могут быть использованы в качестве рекомендаций для дальнейшего развития и совершенствования мембранно-каталитических систем получения высокочистого водорода из углеводородного сырья.

4. Заключение

На базе результатов анализа методом математического моделирования сформирован комплекс рекомендаций по оптимизации трех технологических факторов (рабочая температура, давление по обе стороны от мембраны, расход исходного сырья) и двух конструктивных факторов (толщина мембраны и система отвода высокочистого водорода из подмембранного пространства).

Одновременный учет всех перечисленных выше рекомендаций по оптимизации технологических и конструктивных факторов позволит создавать мембранно-каталитические устройства нового поколения для эффективного и экономичного получения высокочистого водорода из углеводородного сырья.

В качестве рекомендации по оптимальной рабочей температуре для МК-устройств с разными условиями отвода высокочистого водорода можно принять рабочую температуру, равную 600 °С.

Рекомендация по выбору давлений по обе стороны от мембраны заключается в подборе абсолютных давлений p_n и p_n таким образом, чтобы отношение p_n/p_n было примерно рав-



ным 0,07, что обеспечивает высокий уровень объемного выхода водорода $q_v = 0,92 \text{ м}^3 \text{H}_2 / \text{м}^3 \text{сырья}$.

Рекомендация по выбору объемного расхода исходного сырья заключается в следующем: для ступенчатого изменения расхода исходного сырья Q_0 при постоянных остальных технологических и конструктивных параметрах можно найти границу перехода Q_0 от постоянного и высокого расчетного параметра объемного выхода водорода q_v к его отклонению в сторону меньших значений. Дополнительно в качестве критерия перехода q_v к меньшим значениям можно использовать повышение концентрации остаточного водорода в сбросном газе.

При сравнении параметров двух исследованных МК-устройств большей производительности с мембранами 20 и 50 мкм рекомендовано использовать мембрану из палладиевого сплава толщиной 20 мкм. Это позволяет существенно сократить общую площадь мембраны для обеспечения одинаковой производительности по высокочистому водороду при фиксированном объемном расходе исходного сырья или повысить производительность по высокочистому водороду при одинаковой площади мембраны.

Рекомендация по оптимизации системы отвода высокочистого водорода из подмембранного пространства заключается в использовании цилиндрической пористой подложки со свободным каналом внутри или в создании свободных продольных каналов в сплошной пористой подложке плоского типа. Суть рекомендации заключается в минимизации пути прохождения высокочистого водорода через тело пористой подложки до отводящего канала с большим проходным сечением.

Литература

1. Vandyshev, A.B. Estimating the effect of some individual technological factors on the effectiveness of producing high-purity hydrogen from hydrocarbons in catalytic membrane devices. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2022, 4, 6–36. DOI: 10.17804/2410-9908.4.006-036. Available at: http://dream-journal.org/issues/2022-4/2022-4_359.html
2. Vandyshev, A.B. Estimating the effect of the main design parameters on the effectiveness of high-purity hydrogen production from raw hydrocarbons in membrane catalytic devices. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2023, 4, 29–46. DOI: 10.17804/2410-9908.2023.4.029-046. Available at: http://dream-journal.org/issues/2023-4/2023-4_405.html
3. Vandyshev, A.B. Analyzing the parameters of membrane catalytic systems for extraction of highly pure hydrogen from hydrocarbon feedstock with the application of mathematical modeling. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, 4, 6–45. DOI: 10.17804/2410-9908.2016.4.006-045. Available at: http://dream-journal.org/issues/2016-4/2016-4_87.html
4. Shirasaki, Y., Tsuneki, T., Ota, Y., Yasuda, I., Tachibana, S., Nakajima, H., and Kobayashi, K. Development of membrane reformer system for highly efficient hydrogen production from natural gas. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2009, 34. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2008.08.056.
5. Shigarov, A.B., Kirillov, V.A., Amosov, Yu.I., Brayko, A.S., Avakov, V.B., Landgraf, I.K., Urusov, A.R., Jivulko, S.A., and Izmaylovich, V.V. Membrane reformer module with Ni-foam catalyst for pure hydrogen production from methane: experimental demonstration and modeling. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, 42, 6713–6726. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.12.057.
6. Dittmar, B., Behrens, A., Schödel, N., Rüttinger, M., Franco, Th., Straczewski, G., and Dittmeyer, R. Methane steam reforming operation and thermal stability of new porous metal supported tubular palladium composite membranes. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013, 38, 8759–8771. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2013.05.030.



7. Vandyshev, A.B. and Kulikov, V.A. Analysis of parameters for producing high-purity hydrogen from natural gas in a tubular type membrane-catalytic module. *Chemical and Petroleum Engineering*, 2021, 56, 715–720. DOI: 10.1007/s10556-021-00833-z.
8. Vandyshev, A.B. and Kulikov, V.A. Analysis of the results of testing an individual disk-type membrane-catalytic module for obtaining high-purity hydrogen from methane. *Chemical and Petroleum Engineering*, 2019, 55 (9–10), 725–732. DOI: 10.1007/s10556-020-00686-y.
9. Babak, V.N., Didenko, L.P., Kvurt, Y.P., Sementsova, L.A., and Zakiev, S.E. Simulation of steam methane reforming in a membrane reactor with a nickel catalyst and a palladium alloy foil. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2021, 55 (3), 390–402. DOI: 10.1134/S0040579521030027.
10. Zhivulko, S.A., Avakov, V.B., Langraft, I.K., and Urusov, A.P. Experience in the practical implementation of the hydrocarbon fuel conversion technology with hydrogen extraction from the reaction zone. In: *Trudy V Vserossiyskoy konferentsii "Toplivnye Elementy i Energoustanovki na Ikh Osnove"* [The Fifth All-Russian Conference on Fuel Cells and Power Plants Based on Them, Suzdal, June 17–21, 2018: Proceedings]. IFTT RAN Publ., Chernogolovka, 2018, 62–64. (In Russian).
11. Lukyanov, B.N. Obtaining ultra-pure hydrogen for fuel cells in the reactors with membrane separation. *Chemistry for Sustainable Development*, 2012, 20 (3), 251–263.
12. Baboshin, V.M., Buevich, Y.A., Ivonin, A.K., Kirnos, I.V., and Kukui, B.G. Diffusion separation of hydrogen from gas mixtures. *Journal of Engineering Physics*, 1984, 47, 821–826. DOI: 10.1007/BF00832599.
13. Vandyshev, A.B., Kulikov, V.A., Kirnos, I.V., and Nikishin, S.N. High-temperature membrane apparatuses in systems for repeated utilization of hydrogen. *Chemical and Petroleum Engineering*, 2006, 42, 640–644. DOI: 10.1007/s10556-006-0155-5.
14. Vandyshev, A.B., Kulikov, V.A., and Nikishin, S.N. Analysis of flow-rate characteristics of high-output membrane equipment for the production of ultra-pure hydrogen. *Chemical and Petroleum Engineering*, 2010, 46, 72–78. DOI: 10.1007/s10556-010-9294-9.



Received: 22.07.2024
Revised: 02.09.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.069-078

SPIN-UP OF THE VORTEX FLOW OF LIQUID METAL IN A THIN LAYER PLACED IN AN ALTERNATING MAGNETIC FIELD

S. I. Banshchikov^a, I. V. Kolesnichenko^b, A. O. Poluyanov^c*, and R. I. Khalilov^d

*Institute of Continuous Media Mechanics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
1 Ak. Koroleva St., Perm, 614013, Russia*

- a)  <https://orcid.org/0009-0004-4078-4011>  banshchikov.s@icmm.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0001-9378-5334>  kiv@icmm.ru;
c)  <https://orcid.org/0000-0002-6103-5157>  poluyanov.a@icmm.ru;
d)  <https://orcid.org/0000-0003-4244-4630>  khalilov@icmm.ru

*Corresponding author. Email: poluyanov.a@icmm.ru

Address for correspondence: ul. Ak. Koroleva, 1, Perm, 614013, Russia
Tel: +7 (342) 237-8387; fax: +7 (342) 237-8487

The paper studies the transient nonequilibrium modes of a vortex flow in a thin liquid metal layer. The flow is caused by electromagnetic forces generated by the interaction of an alternating magnetic field and electric current induced by it. The most stable variant of the flow, in the form of two large-scale vortices, is studied. In this instance, the region where the alternating magnetic field is generated is situated in close proximity to the edge of the longer side of the rectangular liquid metal layer. Upon activation of the inductor, the flow evolves from rest to some equilibrium state. Conversely, upon deactivation, the flow diminishes. The study is conducted on a gallium eutectic alloy by means of an ultrasonic Doppler velocimeter. Two parameters determining the intensity of the force action are varied: the strength and frequency of the electric current flowing through the inductor windings. The durations of flow evolution and decay depending on the varying process parameters are evaluated. Vortex flow studies can be useful for designing MHD pumps and for stirring liquid metals.

Keywords: experiment with liquid metal, magnetohydrodynamics, transient modes, thin layer, electrovortex flow evolution, ultrasonic Doppler velocimeter

Acknowledgment

The work was performed according to state assignment No. 122030200191-9.

References

1. Kolesnichenko, I., Khalilov, R., and Khripchenko, S. Vortical flow of conducting fluid driven by an alternating magnetic field in a plane channel. *Magnetohydrodynamics*, 2007, 43 (1), 45–52. DOI: 10.22364/mhd.43.1.5.
2. Khalilov, R.I., Mamykin, A.D., Okatev, R.S., and Kolesnichenko, I.V. The impact of flow induced by rotating magnetic fields on processes in a molten conductive medium. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2023, 3, 6–16. DOI: 10.17804/2410-9908.2023.3.006-016. Available at: http://dream-journal.org/issues/2023-3/2023-3_396.html
3. Cramer, A., Galindo, V., and Zennaro, M. Frequency dependence of an alternating magnetic field driven flow. *Magnetohydrodynamics*, 2015, 51 (1), 133–148. DOI: 10.22364/mhd.51.1.13.



4. Sarma, M., Grants, I., Herrmannsdörfer, T., and Gerbeth, G. Contactless generation of cavitation in high temperature liquid metals and its impact on particle dispersion in solidified iron and steel samples. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 291, 117041. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117041.
5. He, Y., Tang, J., Kalantar-Zadeh, K., Dickey, M.D., and Wang, X. Noncontact rotation, levitation, and acceleration of flowing liquid metal wires. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2022, 119 (6), e2117535119. DOI: 10.1073/pnas.2117535119.
6. Nikulin, I.L. and Perminov, A.V. Simulation of the averaged flow of a metal melt in an alternating magnetic field with variable amplitude and frequency. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2020, 93 (3), 556–566. DOI: 10.1007/s10891-020-02153-0.
7. Moffatt, H.K. Electromagnetic stirring. *Physics of Fluids A: Fluid Dynamics*, 1991, 3 (5), 1336–1343. DOI: 10.1063/1.858062.
8. Wang, X., Wang, S., Zhang, L., Sridhar, S., Conejo, A., and Liu, X. Analysis on the deflection angle of columnar dendrites of continuous casting steel billets under the influence of mold electromagnetic stirring. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2016, 47 (11), 5496–5509. DOI: 10.1007/s11661-016-3695-0.
9. Timofeev, V., Pervukhin, M., Vinter, E., and Sergeev, N. Behavior of non-conducting particles in molten aluminium cast into electromagnetic molds. *Magnetohydrodynamics*, 2020, 56 (4), 459–472. DOI: 10.22364/mhd.56.4.10.
10. Listratov, Ya.I., Razuvanov, N.G., Belyaev, I.A., and Sviridov, E.V. Dynamics of submerged jet flow in a pipe in a longitudinal magnetic field. *Computational Continuum Mechanics*, 2023, 15 (4), 480–494. (In Russian). DOI: 10.7242/1999-6691/2022.15.4.37.
11. Losev, G. and Kolesnichenko, I. Structure of MHD vortex flows in a thin layer of liquid metal. *Magnetohydrodynamics*, 2019, 55 (1–2), 97–105. DOI: 10.22364/mhd.55.1-2.12.
12. Losev, G.L., Khalilov, R.I., and Kolesnichenko, I.V. Experimental investigation of characteristics of liquid metal flow generated by alternating magnetic field. *Vestnik Permskogo Universiteta. Fizika*, 2017, 4 (38), 11–18. (In Russian). DOI: 10.17072/1994-3598-2017-4-11-18.
13. Dobosz, A., Plevachuk, Yu, Sklyarchuk, V., Sokoliuk, B., and Gancarz, T. Thermophysical properties of the liquid Ga-Sn-Zn eutectic alloy. *Fluid Phase Equilibria*, 2018, 465, 1–9. DOI: 10.1016/j.fluid.2018.03.001.
14. Losev, G. and Kolesnichenko, I. The influence of the waveguide on the quality of measurements with ultrasonic Doppler velocimetry. *Flow Measurement and Instrumentation*, 2020, 75, 101786. DOI: 10.1016/j.flowmeasinst.2020.101786.
15. Liu, K., Stefani, F., Weber, N., Weier, T., and Li, B.W. Numerical and experimental investigation of electro-vortex flow in a cylindrical container. *Magnetohydrodynamics*, 2020, 56 (1), 27–41. DOI: 10.22364/mhd.56.1.3.
16. Zürner, T., Schumacher, J., Schindler, F., Vogt, T., and Eckert, S. Combined measurement of velocity and temperature in liquid metal convection. *Journal of Fluid Mechanics*, 2019, 876, 1108–1128. DOI: 10.1017/jfm.2019.556.
17. Franke, S., Rübiger, D., Galindo, V., Zhang, Y., and Eckert, S. Investigations of electrically driven liquid metal flows using an ultrasound Doppler flow mapping system. *Flow Measurement and Instrumentation*, 2016, 48, 64–73. DOI: 10.1016/j.flowmeasinst.2015.09.004.
18. Ozernykh, V.S., Losev, G.L., Golbraikh, E., and Kolesnichenko, I.V. Initial stage of formation of vortex flow in an inductor with counter-rotating magnetic fields. *Computational Continuum Mechanics*, 2023, 16 (4), 493–503. (In Russian). DOI: 10.7242/1999-6691/2023.16.4.41.



Подана в журнал: 22.07.2024
УДК 537.84, 532.54
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.069-078

РАЗГОН ВИХРЕВОГО ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В ПЛОСКОМ СЛОЕ, ПОМЕЩЕННОМ В ПЕРЕМЕННОЕ МАГНИТНОЕ ПОЛЕ

С. И. Банщикова^a, И. В. Колесниченко^b, А. О. Полуянов^{b, *}, Р. И. Халилов^г

*Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук
ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013, Россия*

- ^{a)}  <https://orcid.org/0009-0004-4078-4011>  banshchikov.s@icmm.ru;
^{b)}  <https://orcid.org/0000-0001-9378-5334>  kiv@icmm.ru;
^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-6103-5157>  poluyanov.a@icmm.ru;
^{г)}  <https://orcid.org/0000-0003-4244-4630>  khalilov@icmm.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: poluyanov.a@icmm.ru
Адрес для переписки: ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013, Россия
Тел.: +7 (342) 237-83-87; Факс: +7 (342) 237-84-87

Работа посвящена изучению переходных неравновесных режимов вихревого течения в плоском слое жидкого металла. Течение вызвано действием электромагнитных сил, возникающих при взаимодействии переменного магнитного поля и индуцированного им электрического тока. Для исследования выбран наиболее устойчивый вариант течения в виде двух крупномасштабных вихрей. В данном случае область, в которой генерируется переменное магнитное поле, расположена рядом с краем длинной стороны прямоугольного слоя жидкого металла. При включении индуктора течение развивается из состояния покоя до некоторого равновесного состояния, а при отключении индуктора, наоборот, затухает. Исследование выполнено на галлиевой эвтектике с помощью ультразвукового доплеровского анемометра. В данной работе варьируются два параметра, определяющие интенсивность силового воздействия: сила и частота электрического тока, который течет по обмоткам индуктора. Получена оценка времени развития и затухания течения в зависимости от варьируемых параметров процесса. Исследования вихревых течений могут быть полезны при проектировании МГД-насосов, а также для перемешивания жидких металлов.

Ключевые слова: эксперимент с жидким металлом, магнитная гидродинамика, переходные режимы, плоский слой, развитие вихревого течения, ультразвуковой доплеровский анемометр

1. Введение

Изучение процессов, происходящих в жидких металлах и их сплавах, необходимо для совершенствования металлургических технологий. Также жидкий металл рассматривается как наилучший теплоноситель для систем охлаждения атомных реакторов на быстрых нейтронах и разрабатываемых термоядерных энергетических установок. Проведение исследовательских экспериментов с некоторыми наиболее востребованными в промышленности металлами крайне затруднено из-за высокой температуры, химической агрессивности этих металлов и их опасности в расплавленном состоянии. Такими металлами являются свинец, алюминий, магний, натрий и их сплавы. В материаловедении особенно остро стоит задача, связанная с определением физических свойств металлов или их сплавов в расплавленном состоянии. Измерение свойств может помочь с определением состава сплавов или многофазных сред. Также определение свойств необходимо для корректного математического моде-



лирования происходящих процессов. Прямые измерения в данном случае или невозможны, или дают результаты с низкой достоверностью. Поэтому выходом в данном случае являются методики косвенных определений свойств на основе измерения характеристик процессов, например гидродинамических.

Актуальность изучения течений в плоском слое обусловлена возможностью их применения в металлургии для перемешивания жидких металлов [1], создания транзитных течений, сепарации включений из расплавов. В силу того, что жидкие металлы и сплавы проводят электрический ток, гидродинамический процесс вихревого течения может быть создан электромагнитными силами [2].

Конфигурация плоского слоя позволяет существенно увеличить электромагнитные силы из-за уменьшения межполюсного зазора. Плоский слой проводящей жидкости пронизывается переменным магнитным полем, созданным индуктором. Это поле порождает в металле вихревой электрический ток плотностью j . При взаимодействии вихревого тока j и магнитного поля B генерируется электромагнитная сила $f^{em} = j \times B$, которая имеет вихревую компоненту. Подробный механизм возникновения электромагнитной силы описан в работах [3–6]. Под действием этой силы в плоском слое возникает вихревое течение.

Пульсации скорости течения являются положительным эффектом в процессах перемешивания рабочей среды [7–9], способствуя ее гомогенизации, и, напротив, являются отрицательным эффектом в процессах с присутствием транзитного и струйного течений [10], где принципиально важна стабилизация. Экспериментальное исследование вихревых течений является актуальной задачей и служит логическим продолжением серии работ [11, 12]. В работе [11] определены области параметров процесса, при которых вихревое течение имеет два или четыре крупномасштабных вихря.

Принципиально важным вопросом с точки зрения технологии является рациональное использование электроэнергии для подачи питания к установкам. Этого можно достичь, если подавать питание индуктора не постоянно, а порциями, тем самым постоянно поддерживая процесс «разгон – торможение», не давая системе вернуться в исходное состояние покоя. Поэтому в данной работе экспериментально исследуются две принципиально важные фазы процесса вихревого течения жидкого металла: разгон и торможение. Целью работы является получение зависимости времени разгона и торможения течения от силового параметра, что позволит подобрать характеристики для осуществления технологического процесса.

2. Постановка эксперимента и методы

Экспериментальная установка (рис. 1, 2) включает в себя прямоугольную кювету и С-образный индуктор. Кювета изготовлена из органического стекла и имеет следующие внутренние размеры (длина, ширина, высота): $200 \times 100 \times 10$ мм. Кювета заполнена эвтектическим галлиевым сплавом со следующими характеристиками: Ga – 87,5 %; Sn – 10,5 %; Zn – 2 %; $\rho = 6150$ кг/м³; $\sigma = 2,6^6$ 1/(Ом · м); $v = 2,9 \cdot 10^{-7}$ м/с². Сплав имеет температуру плавления 17 °С. Свойства галлиевого сплава описаны в [13]. Данная эвтектика была выбрана для использования в экспериментальной установке из-за ее хорошо изученных свойств и удобства работы с ней. С-образный индуктор изготовлен из пластин электротехнической стали толщиной 0,5 мм в количестве 120 шт. и имеет сечение квадрата 60×60 мм. Индуктор подключен к источнику переменного тока Pacific Smart Source 360-ASX.

Для измерения скорости течения электропроводящей жидкости бесконтактным способом в эксперименте использовали ультразвуковой доплеровский анемометр (УДА) Dop-5000, Signal Processing, Switzerland. Первый датчик расположен вдоль наиболее длинной стороны кюветы, в пристеночной области. Второй датчик расположен перпендикулярно индуктору, в середине наиболее длинной стороны – в центральной области. Такое расположение датчиков обусловлено тем, что в центральной области ячейки возмож-

но наблюдение крупномасштабных структур, а в пристеночной области возможно наблюдение пульсаций течения.

Ультразвуковой доплеровский анемометр (УДА) позволяет бесконтактным образом проводить измерения в оптически непрозрачных средах. В них визуально отследить физические эффекты весьма затруднительно, иногда даже принципиально невозможно. Принцип работы УДА основан на испускании высокочастотных ультразвуковых импульсов и регистрации отраженного эха от движущихся частиц среды [14–17]. В качестве источников импульсов и приемников эха служат датчики, которые состоят из пьезоэлементов. УДА дает возможность измерять только одну компоненту скорости течения жидкости вдоль луча. Несущая частота каждого датчика составляла 4 МГц.

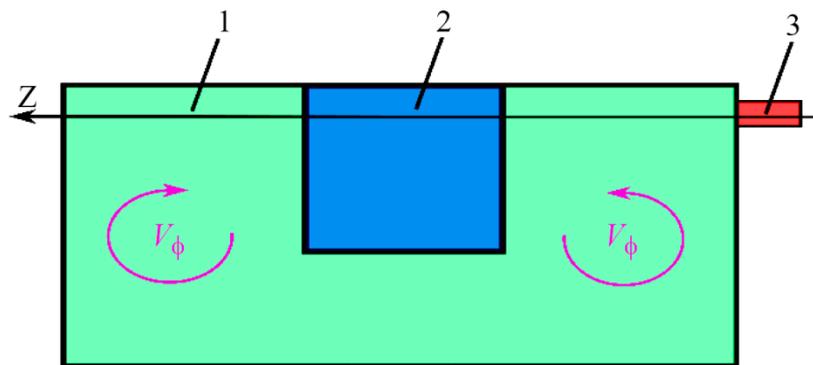


Рис. 1. Схема изучаемого плоского слоя: 1 – кювета; 2 – индуктор; 3 – датчик УДА. Стрелками показана схема течения.

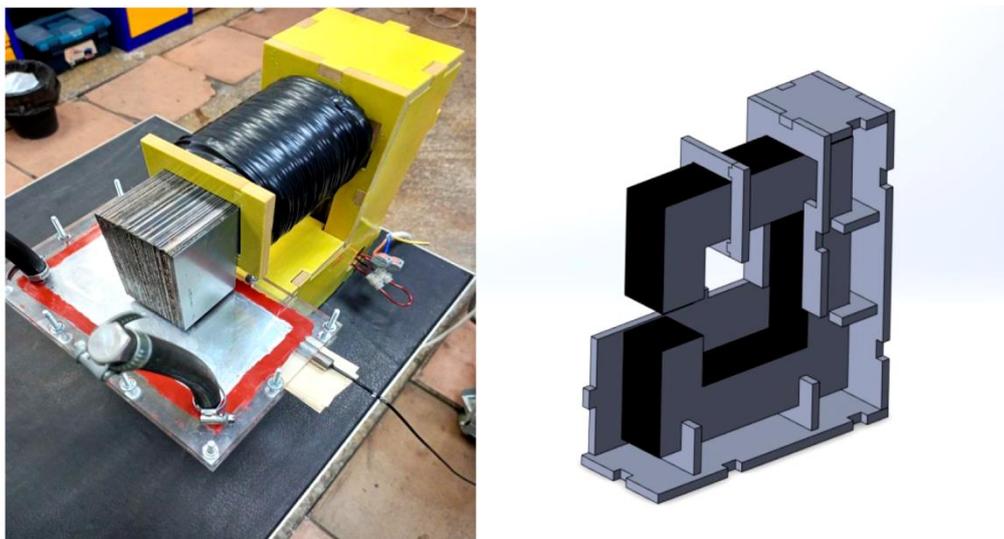


Рис. 2. Фото экспериментальной установки (слева); 3D-модель индуктора в разрезе экспериментальной установки (справа)

Особенностью бесконтактного измерения скорости течения является наличие частиц, способных отражать высокочастотные импульсы. Роль отражателей эха выполняют оксиды галлия, которые образуются в металле при контакте с воздухом в процессе заполнения кюветы. При этом избыточное количество оксидов является существенным препятствием для корректных измерений скорости. Основным требованием к успешным измерениям является отсутствие твердой фазы жидкого эвтектического сплава, который кристаллизуется при комнатной температуре. В эксперименте содержимое ячейки находилось в жидкой фазе.

Важным вопросом при проведении эксперимента является точность измерений. Точность измерения скорости с помощью УДА составляет ± 2 мм/с. Сила тока в индукторе измерялась с точностью до $\pm 0,5$ А. Для заданного значения силы тока индуктора можно измерить индукцию магнитного поля B . Измерения магнитного поля проводились при помощи трехканального гауссметра Lake Shore 460 в среднеквадратичном режиме работы. Датчик Холла, принцип работы которого основан на одноименном эффекте, был помещен в зазор между индуктором и кюветой.

3. Результаты и обсуждение

В результате измерений скорости течения жидкого металла с помощью датчиков УДА появляется двоичный файл с информацией о пространственно-временном распределении вертикальной компоненты скорости, которая направлена вдоль испускаемого луча. УДА получает значение вертикальной компоненты скорости и записывает его в файл через равные промежутки времени. Результаты серии измерений обрабатывались с использованием языка программирования Python, а также среды Matlab. Профиль скорости показывает наличие двухвихревого течения (рис. 3). Результаты показали, что в данном эксперименте скорость жидкости пульсирует. Среднеквадратичное отклонение пульсаций характеризуется вертикальными линиями на рис. 3. Можно заметить, что в центральной области кюветы пульсации скорости имеют большую величину, чем по краям кюветы.

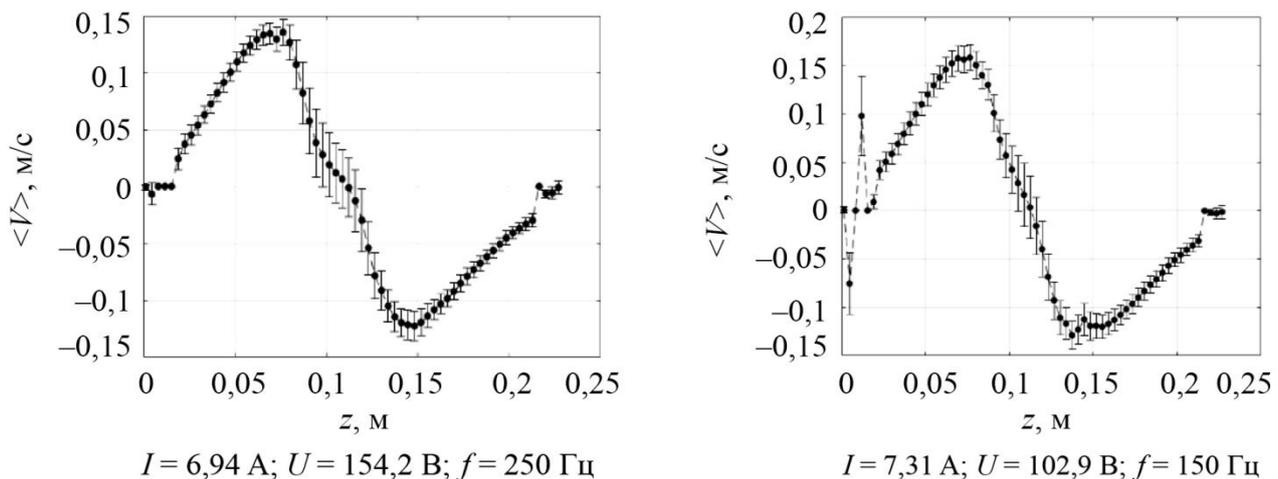


Рис. 3. Профили средней скорости вдоль пристеночного датчика УДА

На диаграммах (рис. 4) последовательно размещаются профили скорости вдоль заданного отрезка, полученные на каждом временном шаге. Такие профили строились только для компоненты скорости $V_z(x, 0, z)$. Выбор точек необходимо осуществлять исходя из принадлежности к линии, соответствующей линии измерения УДА.

На рис. 5 представлены развертки сигналов скорости вдоль пристеночного датчика УДА, взятые в трех точках, принадлежащих линии измерений УДА: $z = 0,075$ м, $z = 0,1$ м и $z = 0,15$ м. Можно заметить, что скорость в каждой из взятых точек разгоняется из состояния покоя с нулевой скоростью и выходит на стационарное значение примерно за 7–8 секунд. Затем система находится в стационарном состоянии примерно 20–30 секунд, о чем свидетельствуют небольшие пульсации скорости. При этом затухание скорости из стационарного состояния до нуля происходит примерно за 10–11 секунд.

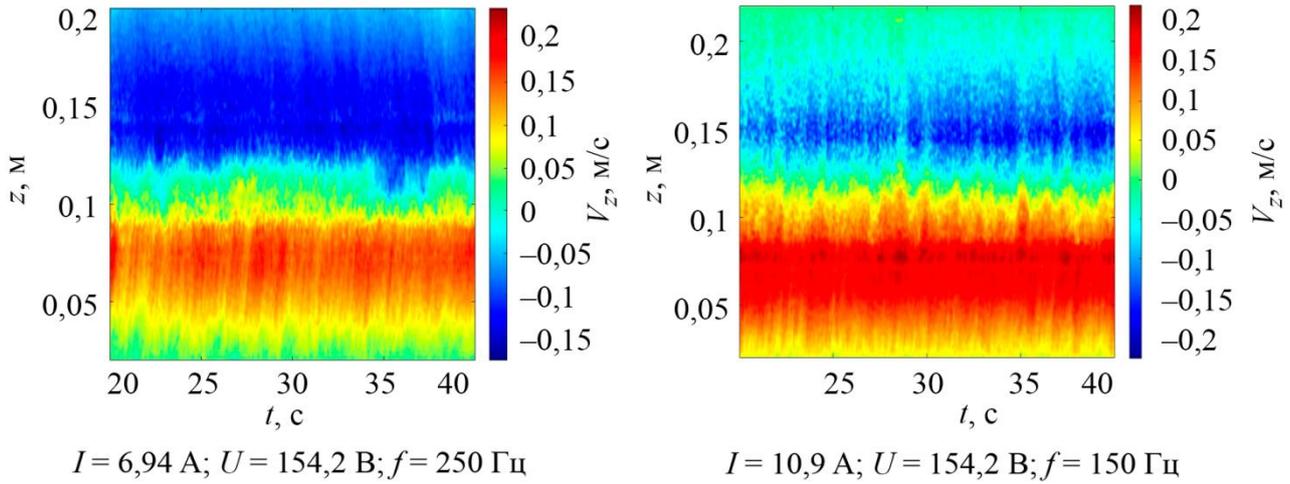


Рис. 4. Временные профили скорости вдоль пристеночного датчика УДА

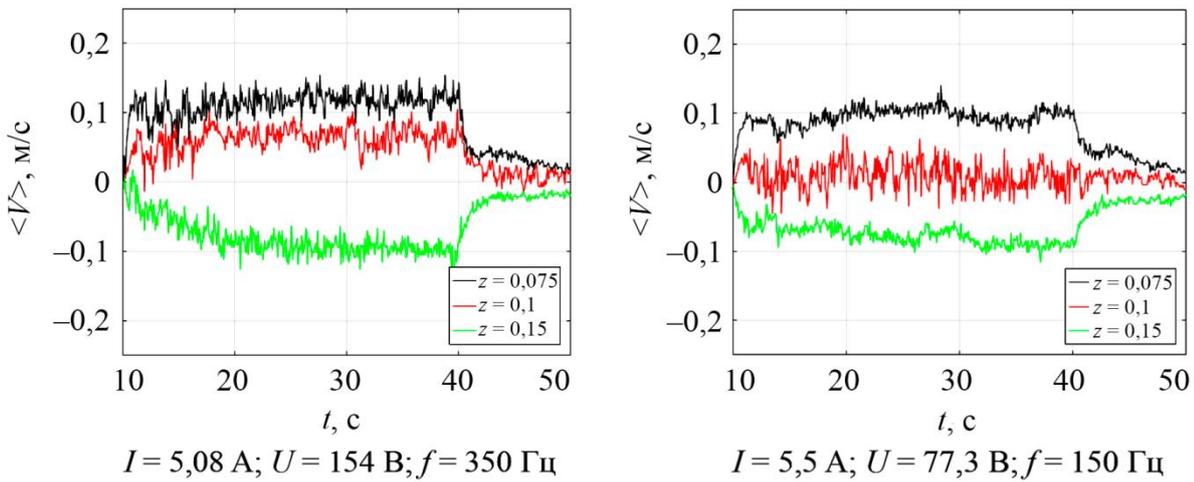


Рис. 5. Сигналы скорости в точках на профиле $z = 0,075; 0,1; 0,15$ м

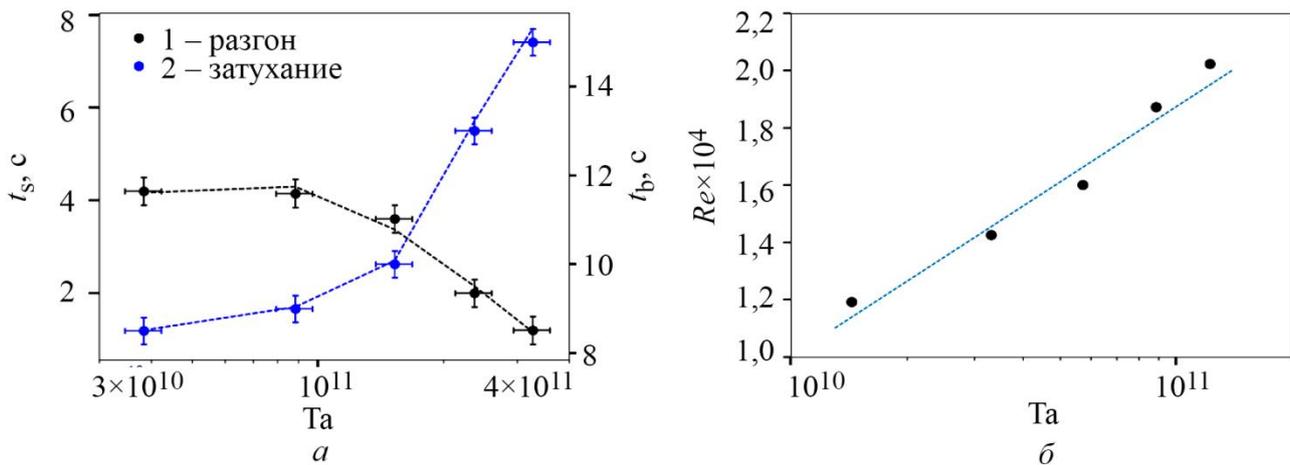


Рис. 6. Зависимость времени разгона и затухания течения от числа Тейлора (а); зависимость числа Рейнольдса от числа Тейлора (б)



Значение гидродинамического числа Рейнольдса $Re = V_z R / \nu$ рассчитывалось путем осреднения по части пространства, которое занимает крупномасштабный вихрь. Здесь V_z – значение вертикальной компоненты скорости, R – радиус одного крупномасштабного вихря, ν – кинематическая вязкость среды. Предполагается, что один вихрь занимает половину пространства кюветы и совершает вращательное движение по окружности радиуса $R = b/2$, где b – ширина кюветы.

Для оценки интенсивности воздействия электромагнитных сил вводится число Тейлора [18]: $Ta = \sigma f B^2 R^4 / (2\rho \nu^2)$, где σ – электропроводность среды; f – частота магнитного поля; B – магнитная индукция; ρ – плотность среды.

Переходный процесс в среде характеризуется не только временем разгона, но и скоростью среднего течения. Чем выше скорость течения, тем меньше время среда находится в зоне индуктора. Следовательно, в зоне разгона за время t_s должна сформироваться достаточно «заметная» для измерительного модуля структура [18]. На рис. 6 а показаны зависимости времени разгона t_s и затухания t_b от числа Тейлора, где 1 – разгон, 2 – затухание, а пунктирными линиями черного и синего цветов показаны аппроксимационные кривые. Точки соответствуют экспериментально полученным данным, погрешности указаны тонкими линиями с засечками соответствующих цветов. На рис. 6 б показана зависимость гидродинамического числа Рейнольдса от числа Тейлора.

4. Заключение

В работе изучены переходные неравновесные режимы вихревого течения в плоском слое жидкого металла. Течение вызвано действием электромагнитных сил, возникающих при взаимодействии переменного магнитного поля и индуцированного им электрического тока. Исследование проведено с помощью ультразвукового доплеровского анемометра для наиболее устойчивого варианта течения в виде двух крупномасштабных вихрей.

Измерения и анализ средних значений течения на равновесном участке показали, что течение наиболее интенсивно при большом значении частоты переменного магнитного поля. Получено, что изменение частоты тока при фиксированном токе оказывает большее влияние на изменение величины скорости течения, чем изменение значения силы тока в индукторе при фиксированной частоте.

Проведена оценка времени разгона и затухания течения при различных параметрах процесса. Развитие течения происходит в течение нескольких секунд. После этого течение приходит к установившемуся состоянию. Такой эффект свидетельствует о том, что питание на индуктор можно подавать короткими интервалами времени, этого будет достаточно для поддержания установившегося течения. Торможение, в свою очередь, происходит немного дольше, чем разгон. Так как в число Тейлора электропроводность среды входит в первой степени, можно сделать вывод, что при фиксированных параметрах индуктора времена разгона и торможения будут различаться для разных жидких металлов. При больших числах Тейлора времена разгона получаются порядка долей секунды, при этом времена торможения соответствуют нескольким десяткам секунд. Установлено, что зависимости имеют степенной характер. Результаты работы по экспериментальному изучению вихревого течения могут быть полезны для разработки бесконтактных устройств для перемешивания жидких металлов.

Благодарность

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 122030200191-9.



Литература

1. Kolesnichenko I., Khalilov R., Khripchenko S. Vortical flow of conducting fluid driven by an alternating magnetic field in a plane channel // *Magnetohydrodynamics*. – 2007. – Vol. 43, No. 1. – P. 45–52. – DOI: 10.22364/mhd.43.1.5.
2. The impact of flow induced by rotating magnetic fields on processes in a molten conductive medium / R. I. Khalilov, A. D. Mamykin, R. S. Okatev, I. V. Kolesnichenko // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2023. – Iss. 3. – P. 6–16. – DOI: 10.17804/2410-9908.2023.3.006-016. – URL: http://dream-journal.org/issues/2023-3/2023-3_396.html
3. Cramer A., Galindo V., Zennaro M. Frequency dependence of an alternating magnetic field driven flow // *Magnetohydrodynamics*. – 2015. – Vol. 51, No. 1. – P. 133–148. – DOI: 10.22364/mhd.51.1.13.
4. Contactless generation of cavitation in high temperature liquid metals and its impact on particle dispersion in solidified iron and steel samples / M. Sarma, I. Grants, T. Herrmannsdörfer, G. Gerbeth // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2021. – Vol. 291. – P. 117041. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117041.
5. Noncontact rotation, levitation, and acceleration of flowing liquid metal wires / Y. He, J. Tang, K. Kalantar-Zadeh, M. D. Dickey, X. Wang // *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*. – 2022. – Vol. 119, No. 6 – P. e2117535119. – DOI: 10.1073/pnas.2117535119.
6. Nikulin I. L., Perminov A. V. Simulation of the averaged flow of a metal melt in an alternating magnetic field with variable amplitude and frequency // *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. – 2020. – Vol. 93, No. 3. – P. 556–566. – DOI: 10.1007/s10891-020-02153-0.
7. Moffatt H. K. Electromagnetic stirring // *Physics of Fluids A: Fluid Dynamics*. – 1991. – Vol. 3, iss. 5. – P. 1336–1343. – DOI: 10.1063/1.858062.
8. Analysis on the deflection angle of columnar dendrites of continuous casting steel billets under the influence of mold electromagnetic stirring / X. Wang, S. Wang, L. Zhang, S. Sridhar, A. Conejo, X. Liu // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2016. – Vol. 47, No. 11. – P. 5496–5509. – DOI: 10.1007/s11661-016-3695-0.
9. Behavior of non-conducting particles in molten aluminium cast into electromagnetic molds / V. Timofeev, M. Pervukhin, E. Vinter, N. Sergeev // *Magnetohydrodynamics*. – 2020. – Vol. 56, No. 4. – P. 459–472. – DOI: 10.22364/mhd.56.4.10.
10. Динамика затопленного струйного течения в трубе в продольном магнитном поле / Я. И. Листратов, Н. Г. Разуванов, И. А. Беляев, Е. В. Свиридов // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2023. – Т. 15, № 4. – С. 480–494. – DOI: 10.7242/1999-6691/2022.15.4.37.
11. Losev G, Kolesnichenko I. Structure of MHD vortex flows in a thin layer of liquid metal // *Magnetohydrodynamics*. – 2019. – Vol. 55, Nos. 1–2. – P. 97–105. – DOI: 10.22364/mhd.55.1-2.12.
12. Лосев Г. Л., Халилов Р. И., Колесниченко И. В. Экспериментальное исследование характеристик течения жидкого металла, вызванного переменным магнитным полем // *Вестник Пермского университета. Физика*. – 2017. – № 4 (38). – С. 11–18. – DOI: 10.17072/1994-3598-2017-4-11-18.
13. Thermophysical properties of the liquid Ga-Sn-Zn eutectic alloy / A. Dobosz, Yu Plevachuk, V. Sklyarchuk, B. Sokoliuk, T. Gancarz // *Fluid Phase Equilibria*. – 2018. – Vol. 465. – P. 1–9. – DOI: 10.1016/j.fluid.2018.03.001.



14. Losev G., Kolesnichenko I. The influence of the waveguide on the quality of measurements with ultrasonic Doppler velocimetry // *Flow measurement and instrumentation*. – 2020. – Vol. 75. – P. 101786. – DOI: 10.1016/j.flowmeasinst.2020.101786.
15. Numerical and experimental investigation of electro-vortex flow in a cylindrical container / K. Liu, F. Stefani, N. Weber, T. Weier, B. W. Li // *Magnetohydrodynamics*. – 2020. – Vol. 56, No. 1. – P. 27–41. – DOI: 10.22364/mhd.56.1.3.
16. Combined measurement of velocity and temperature in liquid metal convection / T. Zürner, J. Schumacher, F. Schindler, T. Vogt, S. Eckert // *Journal of Fluid Mechanics*. – 2019. – Vol. 876. – P. 1108–1128. – DOI: 10.1017/jfm.2019.556.
17. Investigations of electrically driven liquid metal flows using an ultrasound Doppler flow mapping system / S. Franke, D. Rübiger, V. Galindo, Y. Zhang, S. Eckert // *Flow Measurement and Instrumentation*. – 2016. – Vol. 48. – P. 64–73. – DOI: 10.1016/j.flowmeasinst.2015.09.004.
18. Начальная стадия формирования вихревого течения в индукторе с вращающимися встречно магнитными полями / В. С. Озерных, Г. Л. Лосев, Е. Голбрайх, И. В. Колесниченко // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2023. – Т. 16, № 4. – С. 493–503. – DOI: 10.7242/1999-6691/2023.16.4.41.



Received: 19.06.2024
Revised: 25.08.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.079-087

DEFORMATION PROPERTIES OF A METAMATERIAL UNDER CHANGES IN THE SIZES OF THE TETRACHIRAL STRUCTURE ELEMENTS

L. R. Akhmetshin

*Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk, 634055, Russia*

 <https://orcid.org/0000-0002-9926-6567>  akhmetshin.lr@gmail.com

Email: akhmetshin.lr@gmail.com

Address for correspondence: pr. Akademicheskii, 2/4, Tomsk, 634055, Russia

Due to their special properties, mechanical honeycomb metamaterials, such as tetrachiral ones, have attracted a lot of research. The present study investigates the effect of deflection of a metamaterial sample under uniaxial loading. The mechanical behavior (deviation of the sample from its initial position) reveals an interesting phenomenon to consider, which is influenced by the cross-sectional area of the tetrachiral structure and the ring size. A comparison shows that a larger cross-sectional area results in less deviation for smaller ring sizes. Greater deviation is associated with larger areas as the ring size increases, as opposed to smaller areas. The twisting of the rings causes the lateral dimensions of the sample to change, and this makes it possible to study how changes in the metamaterial structure affect its effective Poisson's ratio. Although Poisson's ratio varies only slightly depending on the parameters, it can also take on a negative value. For Poisson's ratio, an analytical formula is presented, which sufficiently characterizes any graph of dependencies.

Keywords: mechanical metamaterial, tetrachiral metamaterial, numerical simulation, structure–property relationship, rotating structure, effective Poisson's ratio

Acknowledgment

The study was financially supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-29-00402, <https://rscf.ru/en/project/23-29-00402/>.

References

1. Zhong, R., Fu, M., Yin, Q., Xu, O., and Hu, L. Special characteristics of tetrachiral honeycombs under large deformation. *International Journal of Solids and Structures*, 2019, 169, 166–176. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2019.04.020.
2. Huang, J., Zhang, Q., Scarpa, F., Liu, Y., and Leng, J. Multi-stiffness topology optimization of zero Poisson's ratio cellular structures. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 140, 35–43. DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.12.014.
3. Fu, M., Liu, F., and Hu, L. A novel category of 3D chiral material with negative Poisson's ratio. *Composites Science and Technology*, 2018, 160, 111–118. DOI: 10.1016/j.compscitech.2018.03.017.
4. Li, X., Fan, R., Fan, Zh., and Lu, Y. Programmable mechanical metamaterials based on hierarchical rotating structures. *International Journal of Solids and Structures*, 2021, 216, 145–155. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2021.01.028.
5. Wu, W., Hu, W., Qian, G., Liao, H., Xu, X., and Berto, F. Mechanical design and multifunctional applications of chiral mechanical metamaterials: a review. *Materials & Design*, 2019, 180, 107950. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107950.



6. Shi, H.Y.Y., Tay, T.E., and Lee, H.P. Numerical studies on composite meta-material structure for mid to low frequency elastic wave mitigation. *Composite Structures*, 2018, 195, 136–146. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.04.049.
7. Spadoni, A., Ruzzene, M., and Scarpa, F. Global and local linear buckling behavior of a chiral cellular structure. *Physica Status Solidi (b)*, 2005, 242 (3), 695–709. DOI: 10.1002/pssb.200460387.
8. Mizzi, L. and Spaggiari, A. Novel chiral honeycombs based on octahedral and dodecahedral Euclidean polygonal tessellations. *International Journal of Solids and Structures*, 2022, 238, 111428. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2022.111428.
9. Kelvin, W.T. *Baltimore Lectures on Molecular Dynamics and the Wave Theory of Light*, C. J. Clay and Sons, London, 1904.
10. Alderson, A., Alderson, K. L., Attard, D., Evans, K.E., Gatt, R., Grima, J.N., Miller, W., Ravirala, N., Smith, C.W., and Zied, K. Elastic constants of 3-, 4- and 6-connected chiral and anti-chiral honeycombs subject to uniaxial in-plane loading. *Composites Science and Technology*, 2010, 70 (7), 1042–1048. DOI: 10.1016/j.compscitech.2009.07.009.
11. Yuan, Zh., Cui, Zh., and Ju, J. Micropolar homogenization of wavy tetra-chiral and tetra-achiral lattices to identify axial–shear coupling and directional negative Poisson's ratio. *Materials and Design*, 2021, 201, 109483. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109483.
12. Chen, Y.J., Scarpa, F., Liu, Y.J., and Leng, J.S. Elasticity of anti-tetrachiral anisotropic lattices. *International Journal of Solids and Structures*, 2013, 50 (6), 996–1004. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2012.12.004.
13. Akhmetshin, L.R., Iokhim, K.V., Kazantseva, E.A., and Smolin, I.Yu. Numerical study of the deformation behavior of a 2D chiral metamaterial. *Letters on Materials*, 2024, 14 (1), 9–14. DOI: 10.48612/letters-2024-1-9-14.
14. Akhmetshin, L.R., Iokhim, K.V., Kazantseva, E.A., and Smolin, I.Yu. Effective mechanical properties of a two-dimensional tetrachiral metamaterial. *Izvestiya Vuzov. Fizika*, 2024, 67, 3 (796), 90–99. (In Russian). DOI: 10.17223/00213411/67/3/10.



Подана в журнал: 19.06.2024
УДК 539.3+514.851
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.079-087

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАМАТЕРИАЛА ПРИ ИЗМЕНЕНИИ РАЗМЕРОВ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕТРАХИРАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ

Л. Р. Ахметшин

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Академический пр-кт, 2/4, Томск, 634055, Россия

 <https://orcid.org/0000-0002-9926-6567>  akhmetshin.lr@gmail.com

Электронная почта: akhmetshin.lr@gmail.com

Адрес для переписки: Академический пр-кт, 2/4, Томск, 634055, Россия

Механические метаматериалы по типу сот, например тетрахиральные, привлекают большое внимание благодаря своим уникальным свойствам. В настоящей работе изучен эффект отклонения образца из метаматериала при одноосном нагружении. В механическом поведении (отклонение от исходного положения) обнаружен интересный эффект, который зависит от площади поперечного сечения тетрахиральной структуры и размера кольца. При сравнении большей и меньшей площадей обнаружено, что для малого размера кольца большая площадь дает меньшее отклонение. При увеличении размера кольца большая площадь дает большее отклонение в сравнении с меньшей площадью. Эффект скручивания связан с изменением линейных размеров образца, что позволило исследовать влияние изменения в структуре метаматериала на его эффективный коэффициент Пуассона. Несмотря на малые отличия при различных случаях варьирования параметров, зафиксировано отрицательное значение коэффициента Пуассона. Предложена аналитическая формула, адекватно описывающая каждый график зависимостей для коэффициента Пуассона.

Ключевые слова: механический метаматериал, тетрахиральный метаматериал, численное моделирование, скручивание структуры, коэффициент Пуассона

1. Введение

Метаматериал – материал, свойства которого зависят не от химического состава базового материала, а от искусственно заданной структуры. Он представляет собой не сплошной материал, а эффективную среду, или своего рода композитный материал или композитную структуру, обладающую различными уникальными свойствами, которых нет в большинстве природных материалов [1]. Например, есть метаматериалы, у которых коэффициент Пуассона нулевой [2] или имеет отрицательное значение [3, 4]. Последние называют ауксетиками, они известны как материалы с антирезиновыми, или дилатационными свойствами. В отличие от традиционных материалов, при сжатии ауксетика в поперечном направлении будет наблюдаться сжатие. По сравнению с традиционными материалами с положительным коэффициентом Пуассона, ауксетические материалы (т. е. материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона) имеют следующие улучшенные механические свойства: а) повышенное сопротивление вдавливанию в плоскости; б) повышенная вязкость разрушения; в) повышенный модуль поперечного сдвига; г) улучшенные динамические свойства, такие как поглощение энергии удара, характеристики затухания волн и т. д. [5].

Это уникальное свойство приводит к широкому применению этих материалов в сэндвич-панелях и энергопоглощающих материалах [6]. Ауксетическое свойство также приводит к синкластической кривизне, которая чрезвычайно полезна при изготовлении изогну-



тых сэндвич-оболочек [7]. Хиральные структуры – типичные метаматериалы, которые вызвали большой исследовательский интерес. Подобными свойствами можно управлять, вводя хиральность в структуру метаматериала [8].

Говорят, что объект является хиральным, если он не может быть наложен на свое зеркальное отображение только перемещениями и вращениями в плоскости [9]. Хиральные структуры делятся на множество категорий по количеству и расположению связей, включая трихиральные, тетрахиральные, гексахиральные, а также антихиральные соты, и это лишь некоторые из них [1].

Для анализа механического поведения метаматериалов широко используется метод конечных элементов (МКЭ). Для проведения численного моделирования могут быть использованы либо полномасштабные геометрические модели, либо элементы представительного объема [10]. С механической и физической точек зрения хиральный материал должен быть описан адекватным определяющим уравнением с целью определения его характеристик. Подход к хиральной эластичности может описать связь между локальным вращением, изгибом и объемной деформацией, обеспечивая тем самым объяснение происхождения ауксетического поведения [5, 11].

Различные типы хиральных сот проявляют различные свойства [10]. Как сообщалось в некоторых работах, коэффициент Пуассона меняется в зависимости от геометрических параметров длины связей и радиуса кольца в хиральной структуре [12].

В данной работе мы ориентируемся на тетрахиральную структуру, изображенную на рис. 1, и описываем ее механическое поведение при различных значениях площади поперечного сечения структуры и при изменении размера кольца. После описания деформационного поведения логически следует изучение эффективного коэффициента Пуассона. В конце статьи предлагается аналитическая формула, позволяющая определить эффективное значение коэффициента Пуассона тетрахирального метаматериала через известные характеристики его структуры.

2. Материалы и метод

Рассмотрим плоский тетрахиральный механический метаматериал, представленный на рис. 1. Каждая ячейка метаматериала состоит из кольца из четырех связей, что позволяет называть данную структуру тетрахиральной. В данной работе исследовалось механическое поведение двумерного тетрахирального метаматериала при изменении площади поперечного сечения структурных элементов (кольцо и связи) метаматериала. Геометрические параметры принимали следующие значения: размер ячейки $l = 50$ мм; площадь поперечного квадратного сечения $S_{cr.sec.} = 25/16/9/4/1$ мм², а длина образца вдоль оси Y , соответственно, $L = 410/418/426/434/442$ мм; $T = t$ и H – толщина и ширина образца метаматериала. Площадь поперечного квадратного сечения $S_{cr.sec.}$ связана с параметрами t и h – толщиной и шириной структуры метаматериала. Она также определяет разность между r_2 и r_1 – внешним и внутренним радиусами кольца. Внешний радиус кольца варьировался от минимального до максимального значения (рис. 1). Если принять в качестве необходимого условия соединение связи с кольцом по касательной, то появится геометрическая связь между средним радиусом кольцевого элемента, длиной связи и углом наклона связи θ .

Исследование проводилось при помощи численного моделирования методом конечных элементов. Геометрическая модель образца из метаматериала строится как трехмерный объект и при расчете моделируется как совокупность трехмерных твердотельных элементов.

Для интересующих нас полей перемещений u_i и напряжений σ_{ij} ставится краевая задача, определяемая системой уравнений теории упругости. Система включает уравнения равновесия, соотношения Коши и закон Гука в качестве определяющих соотношений. В данной работе для упругих постоянных базового материала были приняты следующие значения: $E_{bm} = 2,6$ ГПа, $\nu_{bm} = 0,4$. Из описания метаматериала следует, что его деформа-

ционное поведение в большей степени зависит не от значений упругих модулей, а от геометрии структуры.

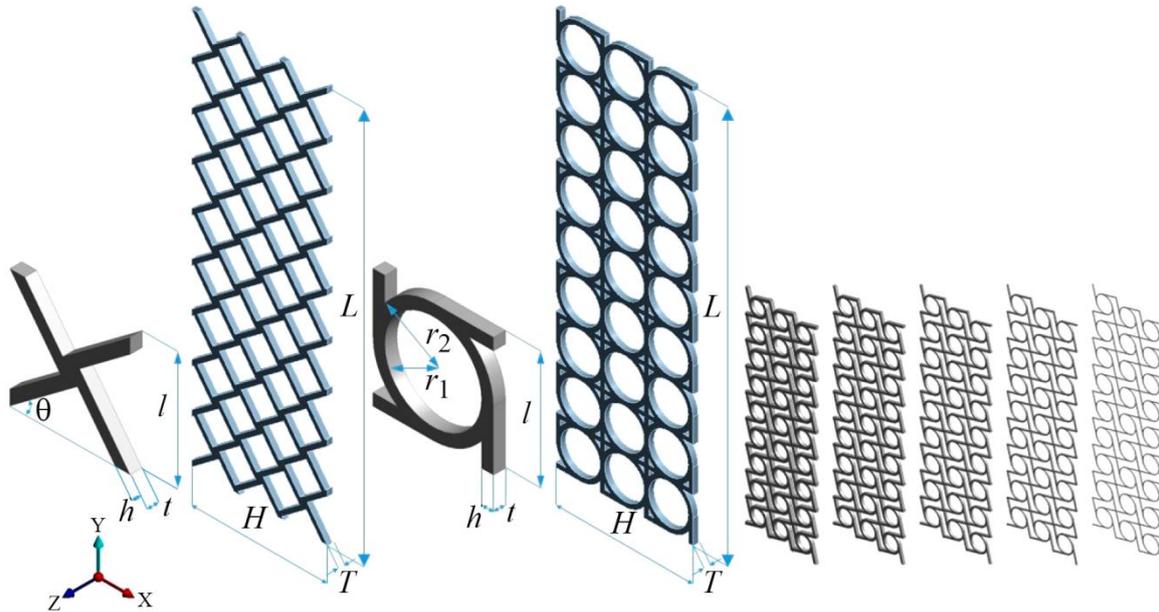


Рис. 1. Структура метаматериала и его частные случаи при варьировании размера кольца и площади поперечного сечения структурных элементов тетрахиального метаматериала

В работе рассмотрена задача одноосного сжатия образца из механического метаматериала вдоль его длины (оси y): снизу – жесткая заделка (ограничение любых перемещений), сверху – сжатие вдоль образца на 3 % (Δy), остальные грани не имели ограничений.

3. Результаты и обсуждение

В процессе одноосного сжатия образца из метаматериала с тетрахиальной структурой связки передают усилие на кольцо, и оно скручивается. Совокупное скручивание всех структур в образце приводит к его отклонению от исходного положения. Подобный эффект обозначим как «нагружение–отклонение». Схема такого поведения представлена на рис. 2 а. Также представлен результат влияния при варьировании параметров (рис. 2 б). В данном исследовании моделирование одноосного нагружения проводилось для различных площадей сечения структурных элементов метаматериала и размеров кольца (r_2).

Характер зависимости для всех случаев повторялся, при увеличении размера кольца увеличивалось и отклонение по модулю. Для каждой площади поперечного сечения наблюдался максимум с дальнейшим резким уменьшением (по модулю) отклонения вдоль оси X . Это связано с увеличением площади контакта связок и кольца, а также с нарушением хиральности в виде контакта соседних связок. Аналогично анализу в предыдущих работах [13], данный график можно разделить на две части.

Несмотря на более высокие в среднем значения (по модулю) отклонения для площади поперечного сечения ($S_{cr.sec.}$) 1 мм^2 , наибольшее отклонение зафиксировано для $S_{cr.sec.} = 16 \text{ мм}^2$. После того как размер кольца достиг 17,5 мм, каждая из полученных кривых меняла свое поведение относительно другой кривой. Наибольшая из представленных площадей сечения поначалу принимала меньшие значения отклонения по сравнению с наименьшей площадью поперечного сечения (таблица). Вероятно, данный эффект связан с изменением в деформировании каждого структурного элемента метаматериала. Чем толще связки тетрахиальной структуры, тем большее воздействие они оказывают на кольцо.

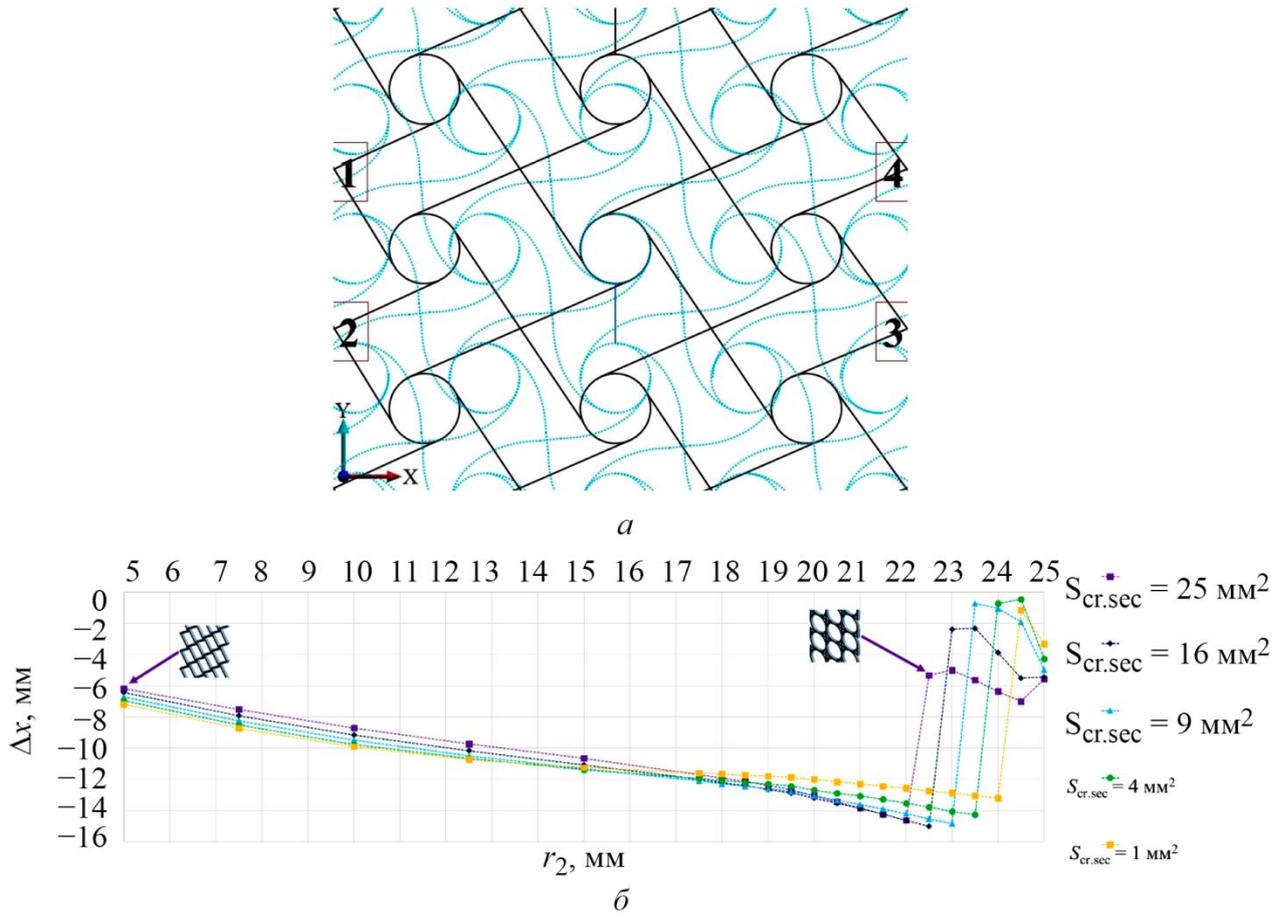


Рис. 2. Примерная схема скручивания тетрахиальных структур метаматериала с расположением реперных точек (а) и график изменения отклонения в зависимости от размера кольца для различных значений площади поперечного сечения структурных элементов тетрахиального метаматериала (б)

Таблица

Значения отклонений для различных вариаций изменяемых параметров

Δx	$r_2 = 5 \text{ мм}$	$r_2 = 17,5 \text{ мм}$	$r_2 = 22 \text{ мм}$
$S_{cr.sec.} = 25 \text{ мм}^2$	$\Delta x = -6,18 \text{ мм}$	$\Delta x = -11,7 \text{ мм}$	$\Delta x = -14,63 \text{ мм}$
$S_{cr.sec.} = 9 \text{ мм}^2$	$\Delta x = -6,71 \text{ мм}$	$\Delta x = -12,1 \text{ мм}$	$\Delta x = -14,2 \text{ мм}$
$S_{cr.sec.} = 1 \text{ мм}^2$	$\Delta x = -7,19 \text{ мм}$	$\Delta x = -11,59 \text{ мм}$	$\Delta x = -12,57 \text{ мм}$

Скручивание структуры приводит к тому, что образец изменяет свои поперечные размеры, поэтому далее будет рассмотрено эффективное значение коэффициента Пуассона для рассматриваемого тетрахиального метаматериала. Будет проанализировано его изменение относительно вариации тех же параметров, что и при отклонении образца.

Для вычисления значения эффективного коэффициента Пуассона определялось продольное и поперечное изменение размеров образца из метаматериала. Для этого вдоль каждого образца были выбраны 14 реперных точек: по 7 с каждой стороны вдоль образца. Это значит, что точки располагались через каждую тетрахиальную структуру. Не фиксировалось изменение продольного и поперечного размеров для верхней и нижней структур. Зная координаты и перемещения этих точек, можно рассчитать деформации, отношение которых позволяет определить эффективные значения коэффициента Пуассона. Для вычисления эффективного значения коэффициента Пуассона используем выражение [14]



$$v_{eff} = \frac{\varepsilon_{xx}}{\varepsilon_{yy}} = \frac{\frac{\partial u_x}{x}}{\frac{\partial u_y}{y}} = \frac{-\frac{1}{2} \cdot \left[\frac{(\Delta x_2 - \Delta x_1) \cdot (x_3 - x_4) - (\Delta x_4 - \Delta x_3) \cdot (x_2 - x_1)}{(x_2 - x_1) \cdot (x_3 - x_4)} \right]}{-\frac{1}{2} \cdot \left[\frac{(\Delta y_1 - \Delta y_4) \cdot (y_2 - y_3) - (\Delta y_2 - \Delta y_3) \cdot (y_1 - y_4)}{(y_1 - y_4) \cdot (y_2 - y_3)} \right]} = \frac{-\Delta x_1 + \Delta x_2 + \Delta x_3 - \Delta x_4}{\Delta y_1 + \Delta y_2 - \Delta y_3 - \Delta y_4},$$

где ε_{xx} и ε_{yy} – поперечная и продольная деформации соответственно; $y_1 - y_4 = y_2 - y_3 = 50$ мм, $x_2 - x_1 = x_3 - x_4 = 150$ мм; индексы «1», «2», «3» и «4» обозначают номера реперных точек; Δ – изменение координат соответствующих реперных точек. Реперные точки были расположены вдоль образца на каждом уровне тетрахиральных структур.

Результат исследования эффективного значения коэффициента Пуассона представлен на рис. 3. Аналогично графику для отклонения, поведение кривых для эффективного значения коэффициента Пуассона повторяется для каждой площади поперечного сечения.

При увеличении размера кольца наблюдается увеличение сужения в поперечном направлении в процессе одноосного нагружения. Это видно по графику зависимости v_{eff} от r_2 . Зафиксировано отрицательное значение коэффициента Пуассона. Это значит, что такая структура проявляет свойство ауксетичности. Аналогично предыдущему случаю, график можно разделить на две части.

Следует также отметить, что значение эффективного коэффициента Пуассона на графике при $r_2 = 5$ мм выше единицы, что, очевидно, связано с геометрией структуры. В этом случае кольцо в структуре отсутствует, тетрахиральные структуры метаматериала превращаются в набор параллелограммов, которые не могут скручиваться, поэтому вместо сужения отмечается расширение размеров образца в направлении, поперечном направлению сжатия. Увеличение площади поперечного сечения элементов структуры приводит к увеличению ее жесткости и, соответственно, увеличению коэффициента Пуассона.

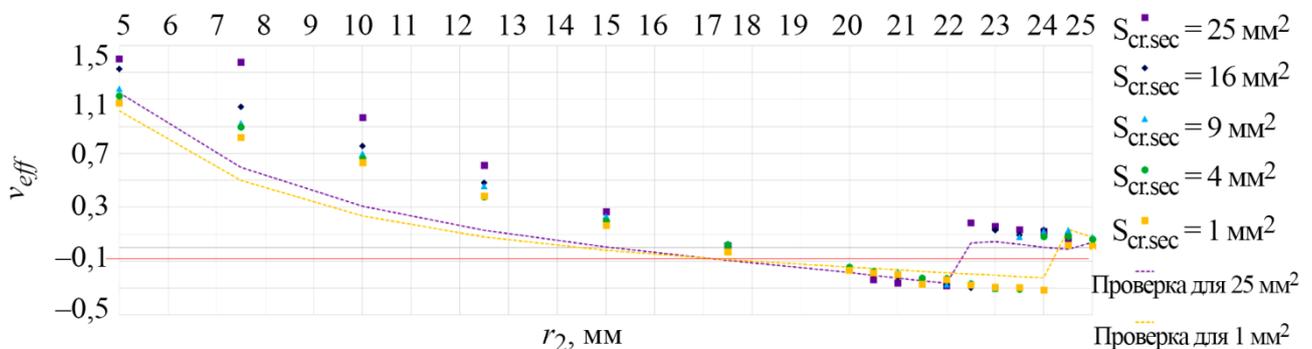


Рис. 3. Изменение эффективного коэффициента Пуассона в зависимости от размера кольца для различных значений площади поперечного сечения структурных элементов тетрахирального метаматериала

Подобная зависимость может качественно описываться аналитической формулой

$$v_{eff} = v_{bm} \left(\frac{\Delta x}{\Delta y} + \frac{t}{r_2} \cdot \frac{V_{con}}{V_{bm}} \right),$$

где v_{bm} – коэффициент Пуассона базового материала, из которого построен каркас метаматериала; Δx и Δy – отклонения верхней грани образца от исходного положения по осям x и y соответственно; $V_{con} = L \cdot H \cdot T$ – объем образца, если бы он был сплошным телом; V_{bm} – объем базового материала метаматериала. Формула получена на основе определенных из расче-



тов прямых и обратных зависимостей коэффициента Пуассона от параметров структуры, а также их влияния на эффект скручивания метаматериала. На рис. 3 пунктирными линиями приведены графики, построенные по этой формуле для случаев $S_{cr.sec.} = 25 \text{ мм}^2$ и $S_{cr.sec.} = 1 \text{ мм}^2$. Несмотря на значительные отличия при малых значениях размера кольца, для средних и больших размеров кольца результаты численного расчета и аналитической зависимости хорошо соотносятся друг с другом. Примечательно, что данная формула хорошо описывает резкое возрастание значения эффективного коэффициента Пуассона.

4. Заключение

В результате численного моделирования изучено влияние площади поперечного сечения структурных элементов тетрахирального метаматериала на отклонение от исходного положения и эффективное значение коэффициента Пуассона. Из полученных результатов выявлено, что характер зависимостей повторяется для каждой площади поперечного сечения.

В процессе изучения отклонения обнаружено значение размера кольца, при котором происходит резкое изменение в механическом поведении. Если до этой точки кривая с большим значением $S_{cr.sec.}$ имела более низкие значения отклонения, чем кривая с меньшим значением $S_{cr.sec.}$, то после $r_2 = 17,5 \text{ мм}$ эти значения были выше.

Относительно эффективного коэффициента Пуассона стоит отметить, что тетрахиральная структура обладает свойством ауксетичности лишь при некоторых вариациях переменных параметров. Это связано с отношением длины связки к кольцу: чем меньше кольцо, тем больше связка тетрахиральной структуры. Предложена аналитическая формула, которая способна описывать кривую эффективного значения коэффициента Пуассона для всех значений r_2 и изменяющейся площади поперечного сечения структурных элементов метаматериала.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта № 23-29-00402 Российского научного фонда, <https://rscf.ru/project/23-29-00402/>.

Литература

1. Special characteristics of tetrachiral honeycombs under large deformation / R. Zhong, M. Fu, Q. Yin, O. Xu, L. Hu // International Journal of Solids and Structures. – 2019. – Vol. 169. – P. 166–176. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2019.04.020.
2. Multi-stiffness topology optimization of zero Poisson's ratio cellular structures / J. Huang, Q. Zhang, F. Scarpa, Y. Liu, J. Leng // Composites Part B: Engineering. – 2018. – Vol. 140. – P. 35–43. – DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.12.014.
3. Fu M., Liu F., Hu L. A novel category of 3D chiral material with negative Poisson's ratio // Composites Science and Technology. – 2018. – Vol. 160. – P. 111–118. – DOI: 10.1016/j.compscitech.2018.03.017.
4. Programmable mechanical metamaterials based on hierarchical rotating structures / X. Li, R. Fan, Zh. Fan, Y. Lu // International Journal of Solids and Structures. – 2021. – Vol. 216. – P. 145–155. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2021.01.028.
5. Mechanical design and multifunctional applications of chiral mechanical metamaterials: a review / W. Wu, W. Hu, G. Qian, H. Liao, X. Xu, F. Berto // Materials & Design. – 2019. – Vol. 180. – P. 107950. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107950.
6. Shi H. Y. Y., Tay T. E., Lee H. P. Numerical studies on composite meta-material structure for mid to low frequency elastic wave mitigation // Composite Structures. – 2018. – Vol. 195. – P. 136–146. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.04.049.



7. Spadoni A., Ruzzene M., Scarpa F. Global and local linear buckling behavior of a chiral cellular structure // *Physica Status Solidi (b)*. – 2005. – Vol. 242, No. 3. – P. 695–709. – DOI: 10.1002/pssb.200460387.
8. Mizzi L., Spaggiari A. Novel chiral honeycombs based on octahedral and dodecahedral Euclidean polygonal tessellations // *International Journal of Solids and Structures*. – 2022. – Vol. 238. – Art. 111428. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2022.111428.
9. Kelvin W. T. *Baltimore Lectures on Molecular Dynamics and the Wave Theory of Light*. – London : C. J. Clay and Sons. – 1904.
10. Elastic constants of 3-, 4- and 6-connected chiral and anti-chiral honeycombs subject to uniaxial in-plane loading / A. Alderson, K. L. Alderson, D. Attard, K. E. Evans, R. Gatt, J. N. Grima, W. Miller, N. Ravirala, C. W. Smith, K. Zied // *Composites Science and Technology*. – 2010. – Vol. 70, No. 7. – P. 1042–1048. – DOI: 10.1016/j.compscitech.2009.07.009.
11. Yuan Zh., Cui Zh., Ju J. Micropolar homogenization of wavy tetra-chiral and tetra-achiral lattices to identify axial–shear coupling and directional negative Poisson's ratio // *Materials and Design*. – 2021. – Vol. 201. – Art. 109483. – DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109483.
12. Elasticity of anti-tetrachiral anisotropic lattices / Y. J. Chen, F. Scarpa, Y. J. Liu, J. S. Leng // *International Journal of Solids and Structures*. – 2013. – Vol. 50, No. 6. – P. 996–1004. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2012.12.004.
13. Numerical study of the deformation behavior of a 2D chiral metamaterial / L. R. Akhmetshin, K. V. Iokhim, E. A. Kazantseva, I. Yu. Smolin // *Letters on Materials*. – 2024. – Vol. 14, No. 1. – P. 9–14. – DOI: 10.48612/letters-2024-1-9-14.
14. Эффективные механические свойства двухмерного тетрахирального метаматериала / Л. Р. Ахметшин, К. В. Иохим, Е. А. Казанцева, И. Ю. Смолин // *Известия вузов. Физика*. – 2024. – Т. 67, № 3. – С. 90–99. – DOI: 10.17223/00213411/67/3/10.



Received: 03.06.2024

Revised: 29.08.2024

Accepted: 25.10.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.088-096

ON THE APPLICABILITY OF THE 06KhN28MDT STEEL TO THE PRODUCTION OF PIPES RESISTANT TO SODIUM HYDROXIDE SOLUTIONS

R. R. Abdulmanova^{a,*}, A. S. Tyusenkov^b, and D. E. Bugai^c

Ufa State Petroleum Technological University,
1 Kosmonavtov St., Ufa, Bashkortostan Republic, 450064, Russia

^{a)}  <https://orcid.org/0009-0007-6033-0326>  arushanar2001@mail.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-8729-4712>  anton.tyusenkov@yandex.ru;

^{c)}  <https://orcid.org/0000-0002-8564-4774>  debugai@mail.ru

*Corresponding author. Email: arushanar2001@mail.ru

Address for correspondence: ul. Kosmonavtov, 1, Ufa, Bashkortostan Rep., 450064, Russia
Tel.: +7 (917) 434-9408

Sodium hydroxide is a very aggressive medium; therefore, the equipment for its production is subject to intense corrosion. Most of the process pipelines of the Bashkir Soda Company JSC are made of the Nickel 201 alloy, which has low abrasive resistance. As a result, there are cases of equipment failures due to corrosion-erosion destruction. Since this alloy is expensive, it is a relevant problem to replace it with cheaper materials that are not inferior in corrosion resistance. This paper presents the results of studying the possibility of replacing the nickel alloy with the 06KhN28MDT austenitic steel. It is shown that this steel is not inferior in its corrosion resistance and a number of other characteristics to the Nickel 201 alloy. Thus, at room temperature, at a sodium hydroxide concentration of 50%, the corrosion rate of the 06KhN28MDT steel is one-third as high as that of the Nickel 201 alloy. With the increasing concentration of caustic soda, the difference in corrosion resistance between these materials decreases and disappears when it reaches 80%. It has been found that the hardness of the 06KhN28MDT steel is four times as high as that of the Nickel 201 alloy. The studies have proved that the 06KhN28MDT steel can be recommended to replace the expensive nickel alloy in the production of pipes in contact with sodium hydroxide solutions.

Keywords: corrosion in alkaline solutions, sodium hydroxide, corrosion cracking, corrosion-resistant steels, gravimetric analysis, hardness

References

1. Ermakov, A.E. and Filipov, D.A. Analysis of causes of flowlines failures. *Nauchnyj Elektronnyj Zhurnal "Meridian"*, 2020, 5 (39), 1–4. (In Russian). Available at: <https://meridian-journal.ru/site/articlef42a/>
2. Ivanovsky, V.N. Theoretical foundations of the process of corrosion of oil field equipment. *Inzhenernaya Praktika*, 2010, 6, 4–14. (In Russian).
3. Kopytova, N.P. Protection from corrosion of field pipelines. *Problemy Sovremennoj Nauki i Obrazovaniya*, 2017, 90 (8), 19–22. (In Russian).
4. Rostvinskaya, A.S. and Rostvinskaya, V.S. Corrosion – damages to the economy and methods of struggle with it. *Tribuna Uchenogo*, 2020, (2), 57–64. (In Russian).
5. Semenova, I.V., Florianovich, G.M., and Khoroshilov, A.V. *Korroziya i zashchita ot korrozii* [Corrosion and Corrosion Protection, ed., I.V. Semenova]. Fizmatlit Publ., Moscow, 2002, 327 p. (In Russian).



6. Kravtsov, V.V., Tyusenkov, A.S., Rizvanov, R.G., Letov, A.F., and Dvoretsov, R.M. Investigation of the causes of failures of nickel alloy pipelines under the influence of high temperatures. *Neftegazovoe Delo*, 2021, 19 (3), 110–120. (In Russian).
7. Maltseva, G.N. *Korroziya i zashchita oborudovaniya ot korrozii: uchebnoe posobie* [Corrosion and Protection of Equipment from Corrosion, ed., S.N. Vinogradov]. Izd-vo Penz. Gos. Un-ta Publ., Penza, 2000, 211 p. (In Russian).
8. Rubtsov, A.V. and Chirkova, A.G. Analysis of mechanical properties of welded joints with different levels of damage accumulation. In: *54-ya Nauchno-tekhnicheskaya konferentsiya studentov, aspirantov i molodykh uchenykh* [54-th Scientific and Technical Conference of Students, Graduate Students and Young Scientists, Ufa, April 01–10 2003: Abstracts]. UGNTU Publ., Ufa, 2003, p. 243 (In Russian).
9. Tyusenkov, A.S., Cherepashkin, S.E., Khudyakov, M.A., Yamshchikova, S.A., and Nasibullina, O.A. *Materialovedenie i tekhnologiya konstruksionnykh materialov* [Materials Science and Technology of Structural Materials]. Izd-vo Neftegazovoe Delo Publ., Ufa, 2018, 94 p. (In Russian).
10. Shvartz, G.L. and Kristal, M.M. *Corrosion of Chemical Apparatus: Corrosion Cracking and Methods of Protection Against it*, Consultants Bureau, New York, 1959, 264 p.
11. Abdulmanova, R., Tyusenkov, A., and Bugai, D. The advantages of using 10X23H18 steel instead of Nickel 201 alloy for making pipes resistant to sodium hydroxide solutions. *Naukoyomkie Tekhnologii v Mashinostroenii*, 2023, 12 (150), 3–8. (In Russian). DOI: 10.30987/2223-4608-2023-3-8.
12. Evans, U.R. *Korroziya, passivnost i zashchita metallov* [Metallic Corrosion, Passivity and Protection]. Metallurgizdat Publ., Moscow, Leningrad, 1941, 888 p. (In Russian).
13. Tomashov, N.D. and Chernova, G.P. *Passivnost i zashchita metallov ot korrozii* [Passivity and Protection of Metals from Corrosion]. Nauka Publ., Moscow, 1965, 208 p. (In Russian).
14. Batrakov, V.P. *Korroziya konstruksionnykh materialov v agressivnykh sredakh* [Corrosion of Structural Materials in Corrosive Media, ed., G.V. Akimov]. Oborongiz Publ., Moscow, 1952, 452 p. (In Russian).
15. Gutman, E.M. *Mekhanokhimiya metallov i zashchita ot korrozii* [Mechanochemistry of Metals and Corrosion Protection]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1974, 232 p. (In Russian).
16. Kuzeev, I.R., Naumkin, E.A., Savicheva, Yu.N., and Popova, S.V. *Poverkhnost i poverkhnostnye yavleniya* [Surface and Surface Phenomena]. UGNTU Publ., Ufa, 2008, 144 p. (In Russian).
17. Fomin, V.V. *Gidroeroziya metallov* [Hydroerosion of Metals]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1977, 286 p. (In Russian).
18. Klinov, I.Ya. *Korroziya khimicheskoy apparatury i korrozionno-stoykie materialy* [Corrosion of Chemical Equipment and Corrosion-Resistant Materials]. Mashgiz Publ., Moscow, 1960, 511 p. (In Russian).
19. Kashcheev, V.N. and Glazkov, V.M. Wear in a stream of moving abrasive particles. In: *Metody ispytaniya na iznashivanie: trudy soveshchaniya* [Session on Wear Testing Methods, Moscow, December 7–10, 1960: Proceedings]. Izd-vo Akad. Nauk SSSR Publ., 1962, 24–30 p. (In Russian).
20. Vinogradov, V.N., Sorokin, G.M., and Albagachiev, A.Yu. *Iznashivanie pri udare* [Impact Wear]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1982, 192 p. (In Russian).



Подана в журнал: 03.06.2024

УДК 661.343

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.088-096

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ СТАЛИ 06ХН28МДТ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБ, СТОЙКИХ В РАСТВОРАХ ГИДРОКСИДА НАТРИЯ

Р. Р. Абдульманова^{а, *}, А. С. Тюсенков^б, Д. Е. Бугай^в

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Уфимский государственный нефтяной технический университет»,
ул. Космонавтов, 1, Уфа, Республика Башкортостан, 450064, Россия*

^{а)} <https://orcid.org/0009-0007-6033-0326> arushanar2001@mail.ru;

^{б)} <https://orcid.org/0000-0002-8729-4712> anton.tyusenkov@yandex.ru;

^{в)} <https://orcid.org/0000-0002-8564-4774> debugai@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: arushanar2001@mail.ru
Адрес для переписки: ул. Космонавтов, 1, Уфа, Башкортостан, 450064, Россия
Тел.: +7 (917) 434-94-08

Гидроксид натрия является весьма агрессивной средой, поэтому оборудование для его производства подвергается интенсивной коррозии. Большая часть технологических трубопроводов АО «Башкирская содовая компания» изготовлена из сплава Никель 201, который обладает невысокой абразивной стойкостью. Вследствие этого имеют место случаи отказа оборудования по причине коррозионно-эрозионного разрушения металла. Поскольку данный сплав имеет высокую стоимость, актуальной является задача его замены более дешевыми материалами, не уступающими по коррозионной стойкости. В настоящей работе приведены результаты исследования возможности замены никелевого сплава аустенитной сталью 06ХН28МДТ. Показано, что сталь 06ХН28МДТ в растворах гидроксида натрия различной концентрации не уступает по своей коррозионной стойкости и ряду других характеристик сплаву Никель 201. Так, при концентрации гидроксида натрия 50 % и комнатной температуре скорость коррозии стали 06ХН28МДТ в три раза меньше, чем сплава Никель 201. С ростом концентрации едкого натра различие коррозионной стойкости этих материалов уменьшается и по достижении 80 % исчезает. Установлено, что твердость стали 06ХН28МДТ в четыре раза превышает твердость сплава Никель 201. На основе выполненных исследований доказано, что сталь 06ХН28МДТ может быть рекомендована для замены дорогостоящего никелевого сплава при производстве труб, контактирующих с растворами гидроксида натрия.

Ключевые слова: коррозия в щелочных растворах, гидроксид натрия, коррозионное растрескивание, коррозионно-стойкие стали, гравиметрический анализ, твердость

1. Введение

Коррозия металла является одной из основных причин выхода из строя оборудования нефтегазовой, нефтехимической и химической отраслей промышленности. Поиск решений, позволяющих повысить стойкость оборудования к действию агрессивных сред, не прекращается и остается актуальной научно-технической задачей [1–4].

В настоящее время большая часть технологических трубопроводов АО «Башкирская содовая компания» изготовлена из сплава Никель 201, подробная характеристика которого приведена нами в работе [6]. Недостатком данного сплава является его невысокая абразивная стойкость, то есть способность материала сохранять свои первоначальные свойства под воздействием трения, износа или воздействия на поверхность твердых частиц, присутствующих



в жидкости. В работе [6] установлено, что отложения в трубопроводах каустика состоят в основном из оксида никеля β -NiO, образующегося при температуре выше 252 °С и имеющего более высокую твердость, чем сплав Никель 201. В связи с этим при значительной скорости потока раствора гидроксида натрия кристаллы оксида никеля воздействуют на поверхность сплава как абразивные частицы, что приводит к ее эрозии и, как следствие, к постепенному утонению стенки трубопроводов [7–10]. Поскольку никелевый сплав обладает высокой стоимостью, актуальной является задача его замены более дешевыми материалами, не уступающими в рассматриваемых условиях по коррозионной стойкости и превосходящих по твердости.

В работе [11] показано, что аустенитная сталь 10Х23Н18 является «совершенно стойкой» в растворах гидроксида натрия по шкале коррозионной стойкости (1 балл). Поскольку она имеет более низкую стоимость по сравнению со сплавом Никель 201, было рекомендовано использовать данную сталь в качестве альтернативного материала для изготовления труб, эксплуатируемых при комнатной температуре в растворах гидроксида натрия.

В настоящей работе приведены результаты дальнейших исследований возможности замены дорогостоящего сплава Никель 201 более дешевым материалом – аустенитной сталью 06ХН28МДТ – в аналогичных условиях, а именно: проведен сравнительный анализ коррозионной стойкости сплава Никель 201 и аустенитной стали 06ХН28МДТ в растворах гидроксида натрия различной концентрации.

2. Материалы и методика

Методология и методики проведенных исследований подробно изложены в [11]. В качестве материалов использовали аустенитную коррозионно-стойкую хромоникельмолибденовую сталь 06ХН28МДТ (другие обозначения: 0Х23Н28М3Д3Т и ЭИ943) и сплав Никель 201. Химический состав материалов представлен в таблицах 1 и 2.

Таблица 1

Химический состав сплава Никель 201, %

Ni	Cu	Mn	C	Si	S	Fe
> 99,0	< 0,25	< 0,35	< 0,02	< 0,35	< 0,01	< 0,40

Таблица 2

Химический состав стали 06ХН28МДТ, %

Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Ti	Cu
36,9–46,5	< 0,06	< 0,8	< 0,8	26–29	< 0,02	< 0,035	22–25	2,5–3,0	0,5–0,9	2,5–3,5

Исследования проводили с помощью гравиметрического анализа (ГОСТ 9.908-85), который основывается на определении скорости коррозии металлических образцов по потере массы за время пребывания в коррозионной среде заданного состава.

При гравиметрическом методе скорость коррозии характеризуется массовым показателем K_m (г/м² · ч):

$$K_m = \frac{m_1 - m_0}{S \cdot \tau}, \quad (1)$$

где m_1 – масса образца после испытания, г; m_0 – масса образца до испытания, г; S – площадь поверхности образца, м²; τ – время экспозиции, ч.



Массовый показатель пересчитывали в глубинный Π (мм/год), который характеризует утонение образца в единицу времени:

$$\Pi = \frac{K_m}{\rho} \cdot 8760 \cdot 10^{-3}, \quad (2)$$

где Π – глубинный показатель скорости коррозии стали, мм/год; K_m – массовый показатель коррозии (г/м²·ч); 8760 – количество часов в году; ρ – плотность металла, г/см³; 10⁻³ – коэффициент пересчета.

В качестве рабочей среды использовали растворы гидроксида натрия различной концентрации: 50, 60, 70 и 80 %.

Твердость материалов определяли по методу Роквелла на твердомере ТКС-1 по ГОСТ 9013-59. Рентгенофазовый анализ образцов и образовавшихся на них пленок проводили при комнатной температуре с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV (Япония).

После подготовки в соответствии с ГОСТ 9.908-85 образцов из сплава Никель 201 и стали 06ХН28МДТ их помещали в колбы с растворами NaOH различных концентраций. Продолжительность испытаний составляла два месяца. Далее образцы извлекали из колб и промывали водой, выдерживали в сушильном шкафу в течение получаса при температуре (60 ± 2) °С и снова взвешивали на аналитических весах.

Относительная ошибка измерений массы образцов на аналитических весах составляла 0,2 %.

3. Результаты и их обсуждение

Результаты испытаний образцов из сплава Никель 201 в средах различной концентрации представлены в таблице 3.

Таблица 3

Результаты испытаний

Среда NaOH	$S, \text{ м}^2$	$m_1, \text{ Г}$	$m_2, \text{ Г}$	$K_m \cdot 10^{-3}, \text{ г/м}^2 \cdot \text{ч}$	$\Pi \cdot 10^{-3}, \text{ мм/ГОД}$
50 %	0,00278	19,7323	19,7310	0,287	0,282
	0,00281	17,0158	17,0153	0,109	0,107
	0,00281	19,6415	19,6408	0,153	0,151
60 %	0,00281	17,0635	17,0623	0,263	0,258
	0,00280	17,1858	17,1848	0,220	0,216
	0,00280	17,2592	17,2581	0,241	0,237
70 %	0,00284	17,5169	17,5161	0,173	0,170
	0,00280	19,5029	19,5017	0,263	0,259
	0,00279	19,8764	19,8751	0,286	0,281
80 %	0,00280	16,7659	16,7650	0,197	0,194
	0,00280	20,0090	20,0081	0,197	0,194
	0,00282	20,0647	20,0641	0,131	0,129

Зависимость глубинного показателя скорости коррозии сплава Никель 201 от концентрации гидроксида натрия представлена на рис. 1. Она имеет нелинейный характер с экстремумом при 65 %, левее которого скорость коррозии растет, а правее – уменьшается. Как известно [12], этот факт связан с постепенным формированием защитной пленки на поверхности металла, то есть с его пассивацией. При дальнейшем увеличении концентрации едкого натра наступает перепассивация сплава, т. е. нарушение его пассивного состояния, которое возника-



ет при превышении электродным потенциалом металла критического значения, вследствие чего меняется характер протекающих на его поверхности реакций. Убедительным объяснением явления перепассивации представляются соображения, приводимые Н. Д. Томашовым и В. П. Батраковым: в средах с весьма положительным окислительно-восстановительным потенциалом образуются оксиды металлов высших валентностей, хорошо растворимые в данных условиях, дающие при этом катионы металла высшей валентности и поэтому не проявляющие защитных свойств [13, 14].

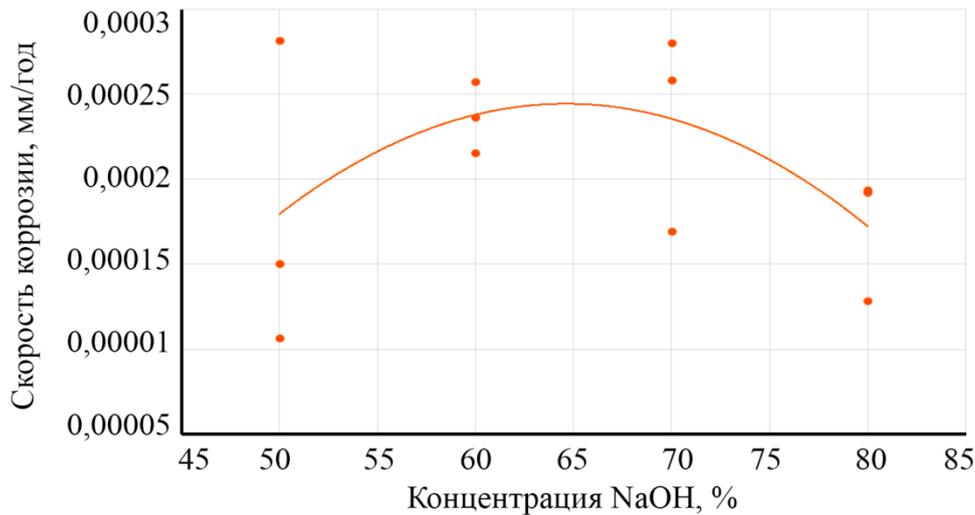


Рис. 1. Зависимость скорости коррозии сплава Никель 201 от концентрации NaOH

Результаты аналогичных испытаний стали 06ХН28МДТ представлены в таблице 4.

Таблица 4

Результаты испытаний

Среда NaOH	$S, м^2$	$m_1, г$	$m_2, г$	$K_m \cdot 10^{-3}, г/м^2 \cdot ч$	$P \cdot 10^{-3}, мм/ГОД$
60 %	0,00279	19,1812	19,1807	0,110	0,122
	0,00323	22,3632	22,3625	0,133	0,148
	0,00339	22,9433	22,9425	0,145	0,161
70 %	0,00164	10,8969	10,8963	0,225	0,250
	0,00173	11,1985	11,1980	0,178	0,198
	0,00165	10,8326	10,8320	0,223	0,248
80 %	0,00179	11,6095	11,6090	0,171	0,191
	0,00152	10,3057	10,3052	0,202	0,225
	0,00147	9,4902	9,4900	0,0836	0,093

На графике (рис. 2) прослеживается схожая тенденция зависимости глубинного показателя скорости коррозии стали 06ХН28МДТ от концентрации гидроксида натрия, однако при более низких его значениях, что свидетельствует о лучшей коррозионной стойкости данной стали в рассматриваемых условиях. Это связано с различным химическим составом исследуемых материалов и, как следствие, с разным строением пассивных пленок. Как показал рентгенофазовый анализ, пленка на поверхности сплава Никель 201 состоит преимущественно из оксида никеля α -NiO, а на стали 06ХН28МДТ – из оксида никеля α -NiO и оксида хрома Cr_2O_3 , что и объясняет ее более высокую коррозионную стойкость. Максимум скоро-

сти коррозии достигается при более высокой концентрации NaOH (71 %), после чего образовавшаяся пленка начинает выполнять свою защитную функцию.

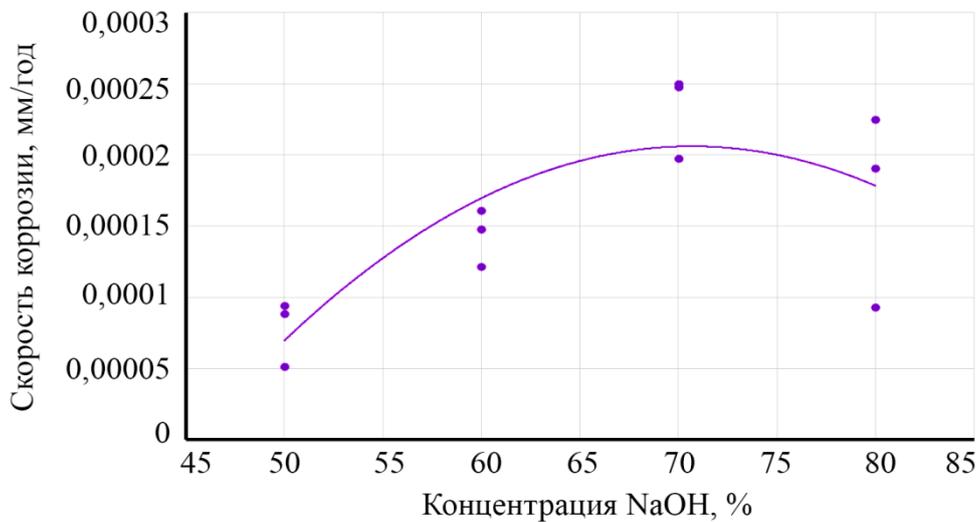


Рис. 2. Зависимость скорости коррозии стали 06XN28МДТ от концентрации NaOH

Совмещенный график этой зависимости (рис. 3), построенный по средним значениям глубинного показателя коррозии образцов, особенно наглядно иллюстрирует изложенное.

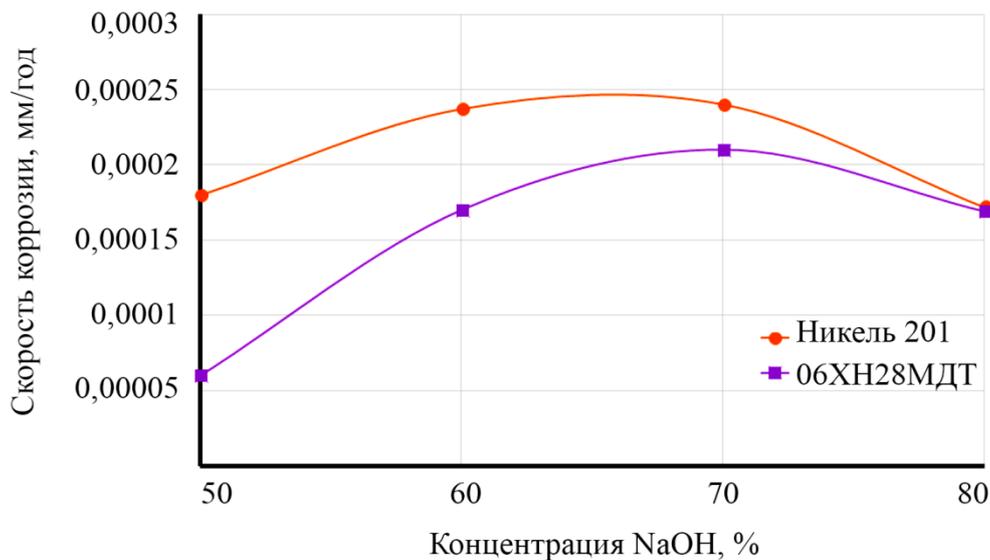


Рис. 3. Совмещенный график зависимости скорости коррозии от концентрации NaOH

Таким образом, показано, что сталь 06XN28МДТ обладает в целом более высокой коррозионной стойкостью в растворах гидроксида натрия, чем сплав Никель 201.

Результаты измерения твердости образцов (HRC) из сплава Никель 201 и стали 06XN28МДТ представлены в таблице 5.

Некоторое снижение твердости стали 06XN28МДТ при росте концентрации раствора NaOH объясняется усилением хемомеханического эффекта, вызывающего пластификацию поверхностных слоев материала в среде электролита [15, 16]. В случае сплава Никель 201 данный эффект проявляется в меньшей степени вследствие более высокой пассивируемости материала. Данный сплав имеет низкую концентрацию углерода, за счет чего выдерживает достаточно высокие температуры и не подвержен под их влиянием графитизации [17, 18].



Кроме того, в нем отсутствуют легирующие элементы, что исключает образование карбидов, которые способны существенно повысить твердость сплава, как это имеет место у стали 06ХН28МДТ, в которой, по данным рентгенофазового анализа, присутствуют карбиды хрома Cr_{23}C_6 . Для предотвращения межкристаллитной коррозии эту сталь стабилизируют Ti в количестве не менее $5 \times \% \text{C}$, т. е. не менее 0,3 % (в составе 0,5–0,9 %).

Таблица 5

Значения твердости образцов из сплава Никель 201 и стали 06ХН28МДТ в зависимости от концентрации раствора NaOH

Материал	Концентрация раствора, %			
	50	60	70	80
06ХН28МДТ	50	60	70	80
Средние значения твердости	29,1	28,3	25,5	23,8
Материал	Концентрация раствора, %			
	50	60	70	80
Никель 201	50	60	70	80
Средние значения твердости	7,8	7,3	5,1	5,2

Из таблицы 5 следует, что сталь 06ХН28МДТ обладает значительно большей твердостью по сравнению со сплавом Никель 201. Поскольку с увеличением твердости износостойкость материала возрастает [19, 20], сталь 06ХН28МДТ, помимо лучшей коррозионной стойкости, является и более износостойким материалом. Присутствие в ней хрома, никеля, молибдена и титана обеспечивает также высокие прочность и ударную вязкость как при комнатной, так и при повышенной температуре. Сталь 06ХН28МДТ имеет удовлетворительную свариваемость и является высокотехнологичной.

4. Заключение

Показано, что сталь 06ХН28МДТ в растворах гидроксида натрия не только не уступает по своей коррозионной стойкости и твердости сплаву Никель 201, но и в некоторой степени превосходит его, особенно в части сопротивления износу, поэтому она может быть рекомендована в качестве замены сплава Никель 201 для изготовления труб, эксплуатируемых при комнатной температуре в данной коррозионной среде.

Литература

1. Ермаков А. Е., Филипов Д. А. Анализ причин отказов промышленных трубопроводов // Научный электронный журнал «Меридиан». – 2020. – Т. 39, № 5. – С. 1–4. – URL: <https://meridian-journal.ru/site/articlef42a/>
2. Ивановский В. Н. Теоретические основы процесса коррозии нефтепромыслового оборудования // Инженерная практика. – 2010. – № 6. – С. 4–14.
3. Копытова Н. П. Защита от коррозии промышленных трубопроводов // Проблемы современной науки и образования. – 2017. – Т. 90, № 8. – С. 19–22.
4. Роствинская А. С., Роствинская В. С. Коррозия – ущерб экономике и способы борьбы с ней // Трибуна ученого. – 2020. – № 2. – С. 57–64.
5. Семенова И. В., Флорианович Г. М., Хорошилов А. В. Коррозия и защита от коррозии / под ред. И. В. Семеновой. – М. : Физматлит, 2002. – 327 с.
6. Исследование причин отказов трубопроводов из никелевого сплава при воздействии высоких температур / В. В. Кравцов, А. С. Тюсенков, Р. Г. Ризванов, А. Ф. Летов, Р. М. Дворецков // Нефтегазовое дело. – 2021. – Т. 19, № 3. – С. 110–120.



7. Мальцева Г. Н. Коррозия и защита оборудования от коррозии : учеб. пособие / под ред. С. Н. Виноградова. – Пенза : Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2000. – 211 с.
8. Рубцов А. В., Чиркова А. Г. Анализ механических свойств сварных соединений с различным уровнем накопления повреждений // 54-я научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых, Уфа, 01–10 апреля 2003 г. : тезисы. – Уфа : Уфимский государственный нефтяной технический университет, 2003. – С. 243.
9. Материаловедение и технология конструкционных материалов / А. С. Тюсенков, С. Е. Черепашкин., М. А. Худяков, С. А. Ямщикова, О. А. Насибуллина. – Уфа : Нефтегазовое дело, 2018. – 94 с.
10. Шварц Г. Л., Кристаль М. М. Коррозия химической аппаратуры. Коррозионное растрескивание и методы его предотвращения. – М. : Машгиз, 1958. – 204 с.
11. Абдульманова Р. Р., Тюсенков А. С., Бугай Д. Е. О преимуществах применения стали 10X23N18 вместо сплава Никель 201 для изготовления труб, стойких в растворах гидроксида натрия // Научноёмкие технологии в машиностроении. – 2023. – № 12 (150). – С. 3–8. – DOI: 10.30987/2223-4608-2023-3-8.
12. Эванс Ю. Р. Коррозия, пассивность и защита металлов / пер. с англ.; под ред. Г. В. Акимова. – Москва ; Ленинград : Металлургиздат, 1941. – 888 с.
13. Томашов Н. Д., Чернова Г. П. Пассивность и защита металлов от коррозии. – М. : Наука, 1965. – 208 с.
14. Батраков В. П. Коррозия конструкционных материалов в агрессивных средах : справочник / под ред. Г. В. Акимова. – М. : Оборонгиз, 1952. – 452 с.
15. Гутман Э. М. Механохимия металлов и защита от коррозии. – М. : Металлургия, 1974. – 232 с.
16. Поверхность и поверхностные явления / И. Р. Кузеев, Е. А. Наумкин, Ю. Н. Савичева, С. В. Попова. – Уфа : УГНТУ, 2008. – 144 с.
17. Фомин В. В. Гидроэрозия металлов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1977. – 287 с.
18. Клинов И. Я. Коррозия химической аппаратуры и коррозионностойкие материалы. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Машгиз, 1960. – 511 с.
19. Кашеев В. Н., Глазков В. М. Изнашивание в потоке движущихся абразивных частиц // Методы испытания на изнашивание : труды совещания, состоявшегося 7–10 дек. 1960 г. – Москва : Изд-во Акад. наук СССР, 1962. – 238 с.
20. Виноградов В. Н., Сорокин Г. М., Албагачиев А. Ю. Изнашивание при ударе. – М. : Машиностроение, 1982. – 192 с.



Received: 27.08.2024

Revised: 30.09.2024

Accepted: 25.10.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.097-106

PROBABILISTIC MODELING OF THE LOAD-BEARING CAPACITY OF A COMPOSITE PRESSURE VESSEL

A. E. Burov^{1,2}

¹Federal Research Center for Information and Computational Technologies,
53 Mira Ave., Krasnoyarsk, 660049, Russia

²Institute of Biophysics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Federal Research Center «Krasnoyarsk Science Center», SB RAS,
50/50 Akademgorodok St., Krasnoyarsk, 660036, Russia

 <https://orcid.org/0000-0002-4360-0335>  aeburov@ict.nsc.ru

Email: aeburov@ict.nsc.ru

Address for correspondence: ul. Akademgorodok, 50/50, Krasnoyarsk, 660036, Russia

Modeling possible limit states and predicting load-bearing capacity, accounting for the scatter of mechanical properties, is an integral part of ensuring the strength and reliability requirements for structures. In this study, based on a probabilistic approach, we analyze the influence of variations in the parameters of the composite shell on the load-bearing capacity of a high-pressure metal-composite tank manufactured by continuous composite tape winding on a thin liner. Winding angle, fiber volume content, and ultimate fiber strength are taken as the variable parameters. Numerical modeling based on a model taking into account the processes of damage accumulation and degradation in the mechanical properties of the material is used to predict the mechanical behavior of the structure. Based on the calculation results, the burst pressure distribution function is obtained, which gives an idea of the influence of manufacturing process variability on the load-bearing capacity of the tank.

Keywords: high-pressure metal-composite tank, numerical analysis, stress-strain state, progressive failure, probabilistic approach, burst pressure

References

1. Vasiliev, V.V. *Composite Pressure Vessels: Analysis, Design, and Manufacturing*. Ridge Publishing, Blacksburg, VA, 2009, 690 p.
2. *Nesushchaya sposobnost i bezopasnost metallokompozitnykh bakov kosmicheskikh apparatov* [Load-Bearing Capacity and Safety of Metal-Composite Tanks in Spacecraft, eds., V.V. Moskvichev and N.A. Testoedov]. Nauka Publ., Novosibirsk, 2021, 439 p. (In Russian).
3. Azeem, M., Ya, H.H., Alam, M.A., Kumar, M., et al. Application of filament winding technology in composite pressure vessels and challenges: a review. *Journal of Energy Storage*, 2022, 49, 103468. DOI: 10.1016/j.est.2021.103468.
4. Kam, T.Y., Liu, Y.W., and Lee, F.T. First-ply failure strength of laminated composite pressure vessels. *Composite Structures*, 1997, 38, 65–70. DOI: 10.1016/S0263-8223(97)00042-1.
5. Garnich, M.R. and Akula, M.K. Review of degradation models for progressive failure analysis of fiber reinforced polymer composites. *Applied Mechanics Reviews*, 2009, 62 (1), 010801. DOI: 10.1115/1.3013822.
6. Ganesan, R. and Nair, A.S. Reliability-based first-ply failure envelopes of composite tubes subjected to combined axial and torsional loadings. *Mechanics Based Design of Structures and Machines*, 2024, 52 (7), 4470–4502. DOI: 10.1080/15397734.2023.2229415.



7. De Luca, A. and Caputo, F. A review on analytical failure criteria for composite materials. *AIMS Materials Science*, 2017, 4 (5), 1165–1185. DOI: 10.3934/matricsci.2017.5.1165.
8. Rabotnov, Yu.N. *Problemy mekhaniki deformiruemogo tverdogo tela: izbrannyye trudy* [The Problems of Solid Mechanics: Selected Works]. Nauka Publ., Moscow, 1991, 194 p. (In Russian).
9. Srilakshmi, Ch., Sambasivarao, G., and Kumar, J.S. A review on progressive failure analysis of composites. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, 1185, 012020. DOI: 10.1088/1757-899X/1185/1/012020.
10. Regassa, Y., Gari, J. and Lemu, H.G. Composite overwrapped pressure vessel design optimization using numerical method. *Journal of Composites Science*, 2022, 6 (8), 229. DOI: 10.3390/jcs6080229.
11. Ge, L. Zhao, J., Li, H., Dong, J., Geng, H., Zu, L., Lin, S., Jia, X., and Yang, X. A three-dimensional progressive failure analysis of filament-wound composite pressure vessels with void defects. *Thin-Walled Structures*, 2024, 199, 111858. DOI: 10.1016/j.tws.2024.111858.
12. Ozaslan, E., Yurdakul, K., and Talebi, C. Investigation of effects of manufacturing defects on bursting behavior of composite pressure vessels with various stress ratios. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2022, 199, 104689. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2022.104689.
13. Vallmajo, O., Arteiro, A., Guerrero, J.M., Melro, A.R., Pupurs, A., and Turon, A. Micromechanical analysis of composite materials considering material variability and microvoids. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2024, 263, 108781. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108781.
14. Burov, A.E. Burst pressure estimations of a composite pressure vessel accounting for the composite shell imperfections. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, 1260, 112007. DOI: 10.1088/1742-6596/1260/11/112007.
15. Lepikhin, A.M., Makhutov, N.A., Moskvichev, V.V., and Chernyaev, A.P. *Veroyatnostnyi risk-analiz konstruktsiyi tekhnicheskikh sistem* [Probabilistic Risk, Analysis of Technical Systems]. Nauka Publ., Novosibirsk, 2003, 173 p. (In Russian).
16. Zu, L., Koussios, S., and Beukers, A. Design of filament-wound isotensoid pressure vessels with unequal polar openings. *Composite Structures*, 2010, 92 (9), 2307–2313. DOI: 10.1016/j.compstruct.2009.07.013.
17. Hashin, Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of Applied Mechanics*, 1980, 47, 329–334. DOI: 10.1115/1.3153664.
18. Kaplun, A.B., Morozov, E.M., and Shamraeva, M.A. *Ansys v rukakh inzhenera* [Ansys in the Hands of an Engineer: Guidance Manual]. Lenand Publ., Moscow, 2021, 272 p.
19. Halpin Affdl, J.C. and Kardos, J.L. The Halpin-Tsai equations: a review. *Polymer Engineering and Science*, 1976, 16 (5), 344–352. DOI: 10.1002/pen.760160512.
20. Alam, S., Yandek, G.R., Lee, R.C., and Mabry, J.M. Design and development of a filament wound composite overwrapped pressure vessel. *Composites. Part C: Open Access*, 2020, 2, 100045. DOI: 10.1016/j.jcomc.2020.100045.



Подана в журнал: 27.08.2024

УДК 539.3

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.097-106

**ВЕРОЯТНОСТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ
МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНОГО БАКА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ**А. Е. Буров^{1,2}¹Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий,
пр-т Мира, 53, Красноярск, 660049, Россия²Институт биофизики Сибирского отделения Российской академии наук,
Федеральный исследовательский центр «Красноярский научный центр СО РАН»,
ул. Академгородок, 50/50, Красноярск, 660036, Россия <https://orcid.org/0000-0002-4360-0335> aeburov@ict.nsc.ru

Электронная почта: aeburov@ict.nsc.ru

Адрес для переписки: ул. Академгородок, 50/50, Красноярск, 660036, Россия

Моделирование возможных предельных состояний и прогнозирование несущей способности с учетом рассеяния механических свойств является неотъемлемой частью обеспечения требований прочности и надежности конструкций. В данной работе на основе вероятностного подхода выполнен анализ влияния вариации характеристик силовой оболочки на несущую способность металлокомпозитного бака высокого давления, изготовленного по технологии непрерывной намотки композитной ленты на тонкий лайнер. В качестве переменных параметров приняты угол намотки, объемное содержание волокна и предел его прочности. Численное моделирование на основе модели, учитывающей процессы накопления повреждений и деградацию механических свойств материала, используется для прогнозирования механического поведения конструкции бака. По результатам вычислений получена функция распределения значений разрушающего давления, дающая представление о влиянии вариативности процесса изготовления на несущую способность бака.

Ключевые слова: металлокомпозитный бак высокого давления, численный анализ, напряженно-деформированное состояние, прогрессирующее разрушение, вероятностный подход, предельное давление

1. Введение

Технология непрерывной намотки широко применяется при изготовлении армированных оболочек, используемых в качестве основных несущих элементов композитных сосудов высокого давления с металлическим лайнером [1, 2]. Совокупность уникальных свойств, включающих высокие показатели массовой эффективности, усталостной долговечности и коррозионной стойкости, расширила область современного применения металлокомпозитных баков высокого давления (МКБВД) от аэрокосмической и авиационной техники до химического, автомобильного, медицинского и спортивного сегментов промышленности [3].

Вес, как один из наиболее важных параметров проектирования МКБВД, в основном определяется требуемым давлением, при котором происходит разрушение силовой композитной оболочки и по величине которого с учетом схемы армирования рассчитывается ее толщина. Моделирование реализуемых типов предельных состояний и прогнозирование несущей способности являются фундаментальными задачами для получения безопасной и экономически эффективной конструкции МКБВД.

Как правило, критические нагрузки для конструкций из слоистых композитов определяются в предположении, что материал утрачивает несущую способность при разрушении

хотя бы одного из его слоев [4–7]. Окончательное разрушение этих материалов происходит в результате процесса накопления повреждений, поэтому применение критерия «разрушение первого слоя» обычно приводит к консервативной оценке прочности. Это определяет прогнозирование несущей способности МКБВД с учетом прогрессирующего разрушения, связывающего эволюцию повреждений в структуре композитов в условиях роста внешней нагрузки с деградацией их механических свойств [8–11].

Другим аспектом проблемы достоверной оценки давления разрушения МКБВД является необходимость учета возможного рассеяния механических свойств, определяющих жесткостные и прочностные характеристики материала силовой оболочки [11–13]. В первую очередь это относится к армирующим волокнам, стохастическая природа прочности которых хорошо известна, и/или отклонениям конструкции от проектных параметров в результате несовершенств технологии изготовления [2, 14].

2. Постановка задачи и методы решения

Цель исследований состоит в анализе влияния вариации параметров композитной оболочки на несущую способность МКБВД на основе вероятностного подхода и модели прогрессирующего разрушения. Рассматривается МКБВД объемом 200 литров (рис. 1), изготовленный путем непрерывной намотки ленты углеродных волокон, пропитанных эпоксидным связующим, на тонкий титановый лейнер.

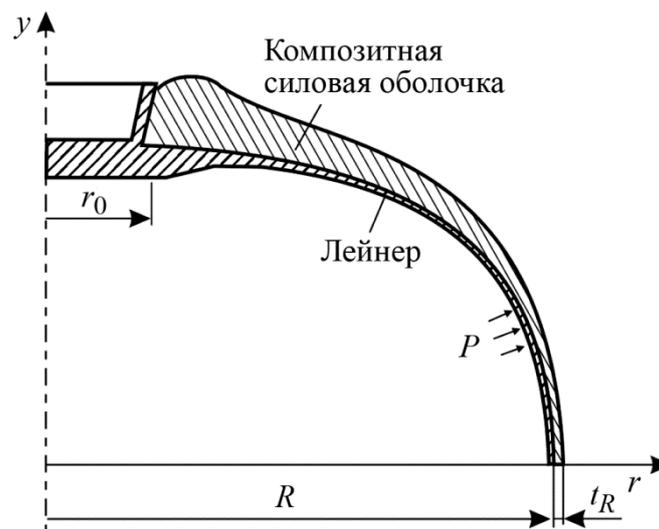


Рис. 1. Металлокомпозитный бак высокого давления, изготовленный методом непрерывной намотки

Следующие параметры конструкции бака и механических свойств материалов использовались в расчетах: максимальный радиус R , угол намотки φ_R и толщина слоя композита t_R на экваторе, соответственно, 416 мм, $4,8^\circ$ и 2 мм, толщина лейнера $t_l = 1,0$ мм; монослой композита на основе углеродного волокна IMS-60 ($V_f \approx 0,55$) и эпоксидного связующего [2] (индекс 1 – направление армирования): $E_1 = 165$ ГПа, $E_2 = E_3 = 7,7$ ГПа, $G_{12} = G_{13} = 3,8$ ГПа, $G_{23} = 3,4$ ГПа, $\nu_{12} = \nu_{13} = 0,26$, $\nu_{23} = 0,49$, пределы прочности при растяжении $X_1 = 1850$ МПа, $X_2 = 80$ МПа, при сжатии $Y_1 = -1500$ МПа, $Y_2 = -180$ МПа, при сдвиге $S_{12} = 85$ МПа, энергия разрушения $G_{c1} = 106,3$ Н/мм, $G_{c2} = 0,28$ Н/мм; материал лейнера: $\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $\sigma_B = 430$ МПа, $E = 110$ ГПа, $\nu = 0,32$.

Моделирование несущей способности в вероятностной постановке выполнено методом статистических испытаний (метод Монте-Карло), который заключается в многократном решении детерминированной задачи определения напряженно-деформированного состояния



(НДС) и предельного давления с использованием в каждом случае различного набора значений случайных переменных [15]. В настоящих исследованиях такими переменными являются объемное содержание волокон, угол армирования и прочностные характеристики композита. Как показывают экспериментальные исследования [2], для типичного МКБВД объемное содержание волокон V_f изменяется в пределах от 0,45 до 0,6, а отклонение угла армирования φ при геодезической намотке составляет $\pm 3^\circ$ по отношению к теоретическому значению [16]. Вариации характеристик прочности однонаправленного слоя композита приняты равными $\pm 10\%$ к среднему значению. Предполагается, что переменные подчиняются равномерному закону распределения вероятностей. Искомым параметром анализа является функция распределения значений давления разрушения МКБВД.

Моделирование прогрессирующего разрушения композитной оболочки МКБВД состоит в реализации следующих шагов: 1) решение задачи МКЭ, определение параметров НДС для слоев пакета каждого элемента композитной оболочки; 2) проверка инициации разрушения и идентификация его типа по критериям Хашина [17]; 3) при выполнении критерия разрушения расчет параметров поврежденности и соответствующих им значений упругих свойств материала (переход на шаг 1) вычисления повторяются до отсутствия поврежденных слоев; 4) приращение давления и повторение цикла шагов 1–3. Потеря несущей способности конструкции определяется как спонтанное увеличение числа поврежденных элементов при неизменной нагрузке, которая представляет собой давление разрушения.

После инициации разрушения упругие характеристики композита снижаются, следуя изменению меры поврежденности материала. Параметр поврежденности d для каждого типа разрушения вычисляется по эквивалентным перемещениям:

$$d = 1 - \frac{u_{eq}^0(u_{eq}^c - u_{eq}^0)}{u_{eq}^c(u_{eq}^c - u_{eq}^0)}; u_{eq}^0 \leq u_{eq} \leq u_{eq}^c, \quad (1)$$

где u_{eq}^0 – перемещения, соответствующие инициации разрушения.

Предполагается, что энергия разрушения элемента равна количеству энергии, необходимой для продвижения трещины на его длину:

$$G_c = \int_0^{u_{eq}^c} \sigma_{eq} du_{eq} = \frac{1}{2} \sigma_{eq}^c u_{eq}^c, \quad (2)$$

где σ_{eq} , u_{eq} – эквивалентные напряжения и перемещения; σ_{eq}^c , u_{eq}^c – их предельные максимальные значения.

Эквивалентные перемещения и напряжения для различных типов разрушения определяются следующим образом:

разрушение волокон (растяжение) $u_{eq} = l_e \sqrt{\langle \varepsilon_{11} \rangle^2 + \alpha \varepsilon_{12}}$, $\sigma_{eq} u_{eq} = l_e \langle \sigma_{11} \rangle \langle \varepsilon_{11} \rangle + \alpha \sigma_{12} \varepsilon_{12}$;

разрушение волокон (сжатие) $u_{eq} = l_e \langle -\varepsilon_{11} \rangle$, $\sigma_{eq} = \langle -\sigma_{11} \rangle$;

разрушение матрицы (растяжение) $u_{eq} = l_e \sqrt{\langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2}$, $\sigma_{eq} u_{eq} = l_e \langle \sigma_{22} \rangle \langle \varepsilon_{22} \rangle + \sigma_{12} \varepsilon_{12}$;

разрушение матрицы (сжатие) $u_{eq} = l_e \sqrt{\langle -\varepsilon_{22} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2}$, $\sigma_{eq} u_{eq} = l_e \langle -\sigma_{22} \rangle \langle -\varepsilon_{22} \rangle + \sigma_{12} \varepsilon_{12}$,

где σ_{ij} , ε_{ij} – компоненты тензоров напряжений и деформаций соответственно; $\langle x \rangle = (x + |x|)/2$; $\alpha = 0 \dots 1$ – параметр, используемый для обеспечения сходимости решения при значениях напряжений вдоль направления армирования, близких к нулю; l_e – характерный размер элемента.

Для поврежденного трансверсально-изотропного материала связь между напряжениями и деформациями имеет вид

$$\{\sigma\} = \begin{bmatrix} (1 - d_f)E_1 & (1 - d_f)(1 - d_m)v_{21}E_1 & 0 \\ (1 - d_f)(1 - d_m)v_{12}E_2 & (1 - d_m)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & \Delta(1 - d_s)G_{12} \end{bmatrix} \{\varepsilon\} \quad (3)$$

$$\Delta = 1 - (1 - d_f)(1 - d_m)v_{12}v_{21},$$

где $d_f, d_m, d_s = 1 - (1 - d_f) \cdot (1 - d_m)$ – параметры поврежденности при разрушении волокон, матрицы и разрушения при сдвиге соответственно.

Геометрия образующей МКБВД получена на основе моноотропной модели композита, согласно которой его жесткость и прочность обеспечиваются только за счет армирующих волокон [1]. Расчетная конечно-элементная модель, подготовленная в среде пакета инженерного анализа Ansys [18], представляет собой 45-градусный сегмент оболочки вращения, состоящей из лайнера и композитного слоя, которые контактируют между собой с учетом сил трения (рис. 2). Модель построена на базе 8-узлового конечного элемента оболочки с опцией слоистого и однородного тела для композита и лайнера соответственно.

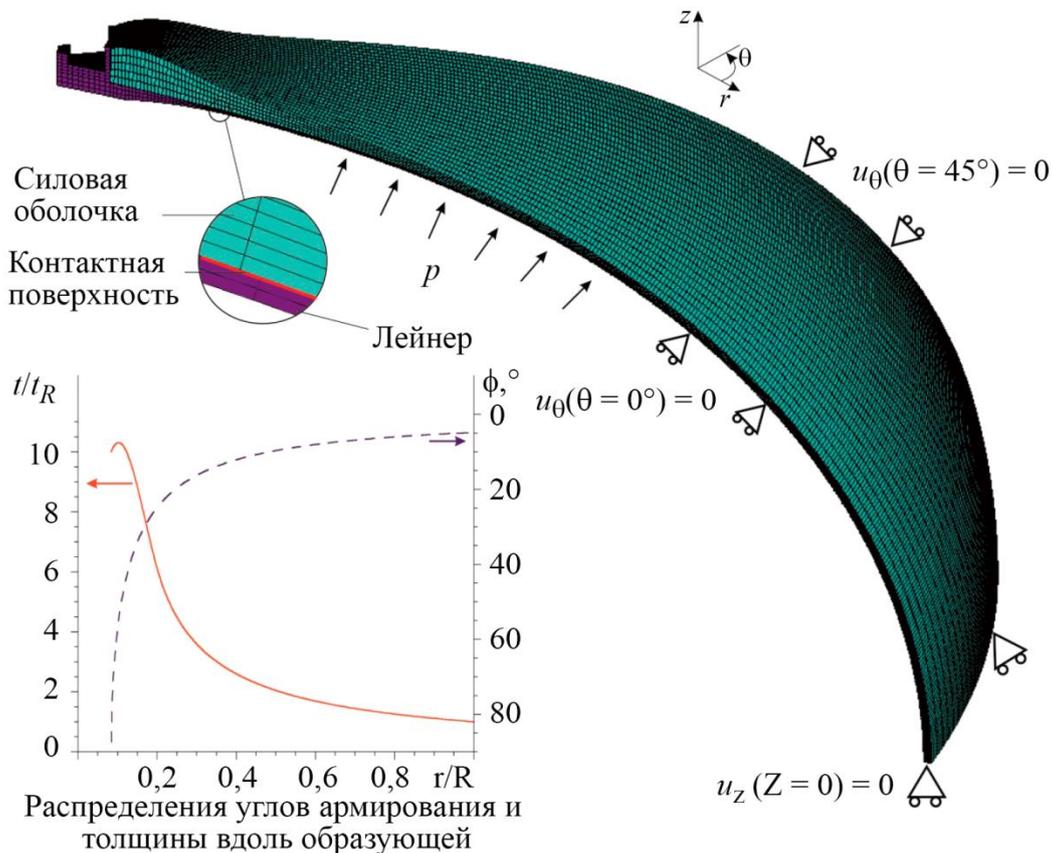


Рис. 2. Конечно-элементная модель МКБВД

Для построения варианта модели МКБВД значения объемного содержания волокон V_f и угла армирования $\pm\phi$ каждого слоя выбирались случайным образом. Учитывался процесс намотки, при котором связующее выдавливается из внутренних слоев в направлении внешней поверхности бака, что приводит к градиенту V_f по толщине. Характеристики упругих свойств монослоя композита определялись с использованием микромеханической модели Халпина – Цая [19]. Поведение лайнера описывается моделью упругопластического материала с изотропным упрочнением, соответствующей уравнению Прандтля – Рейсса и условию пластичности Мизеса в детерминированной постановке.

3. Результаты и обсуждение

Существует несколько способов оценки несущей способности МКБВД. Для комбинированной оболочки с лайнером из упруго-идеально-пластического материала при использовании моноотропной модели композита значение предельного давления P_f можно вычислить по следующей формуле [1]:

$$P_f = \frac{2(X_1 t_R \cos^2 \varphi_R + \sigma_T t_l)}{R} \quad (4)$$

Выражение (4) определяет разрушение по максимальным напряжениям на экваторе, действующим в композите вдоль направления армирования, и отражает критерий «разрушения первого слоя». Для рассматриваемого МКБВД предельное давление составляет 19,3 МПа.

Результаты расчетов с использованием модели прогрессирующего разрушения в детерминированной постановке свидетельствуют о нескольких стадиях процесса деформирования и разрушения конструкции. Они включают упругое деформирование силовой и герметизирующей оболочек, упругопластическое деформирование материала лайнера, инициацию повреждений в композите, их развитие до предельного уровня, определяющего потерю несущей способности силовой оболочки, и разрушение лайнера в результате возникновения чрезмерных деформаций.

Эволюция поврежденности в композитной оболочке при возрастании нагрузки представлена на рис. 3 для МКБВД, параметры которого приведены выше. На шкале изолиний уровня поврежденности значение 1 соответствует полному разрушению элемента, 0 – неповрежденный элемент. Инициация и накопление поврежденности силовой оболочки определяется прежде всего анизотропией прочностных свойств однонаправленной ленты композита. Первоначально низкая прочность в направлении, перпендикулярном армированию, обуславливает возникновение повреждений в области полюсного отверстия по механизму разрушения матрицы от действия растягивающих напряжений (рис. 3 а). По мере увеличения нагрузки такие повреждения развиваются в направлении экватора.

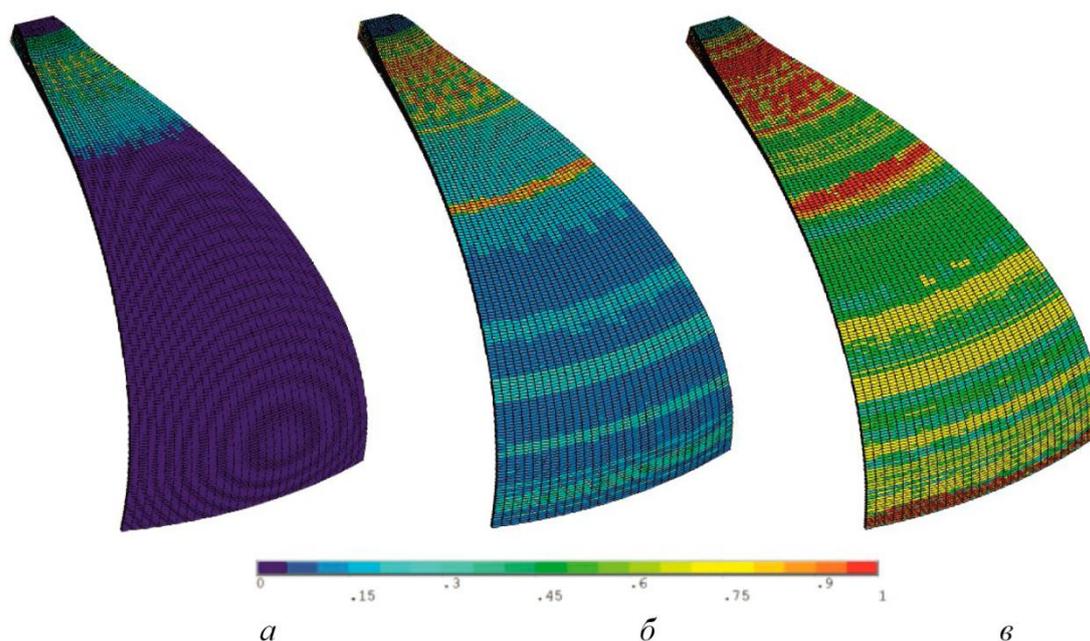


Рис. 3. Развитие повреждений в композитной оболочке при увеличении внутреннего давления

Дальнейшее увеличение нагрузки и концентрация напряжений, возникающая в соседних с разрушенными элементами, приводит к повреждениям слоев композита по механизму обрывов волокон в результате превышения напряжений предела прочности в направлении армирования (рис. 3 б). Их накопление определяет резкое снижение жесткости силовой оболочки в результате спонтанного роста поврежденности при неизменной нагрузке, что в конечном итоге ведет к полной потере несущей способности (рис. 3 в). Окончательное разрушение конструкции МКБВД произошло при внутреннем давлении порядка 20,1 МПа.

Использование значений объемного содержания волокон и угла армирования в качестве случайных переменных ведет к тому, что механические характеристики слоев индивидуальны для каждого из расчетных случаев. Это определяет вариативность параметров НДС силовой оболочки и, в свою очередь, разрушающего давления.

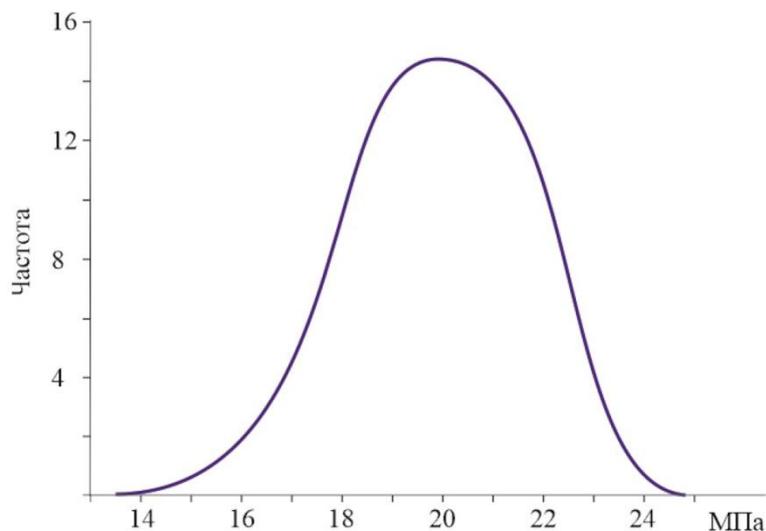


Рис. 4. Плотность функции распределения разрушающего давления

Выборка случайных вариантов МКБВД составила 100 образцов. Полученные эмпирические частотные распределения значений давления разрушения аппроксимировали нормальным законом. На рис. 4 приведена плотность функции распределения давления разрушения МКБВД. Среднее значение и стандартное отклонение распределения составляют 19,9 МПа и 1,1 МПа соответственно. Разница значений предельного давления, полученных с использованием двух различных подходов, составляет порядка 1 %. Однако вероятностный анализ предоставляет гораздо больше информации для оценки близости состояния конструкции к предельному. Прежде всего это относится к возможности оценить влияние вариативности процесса изготовления на несущую способность МКБВД и прогнозировать более рациональный конструктивный вариант, чем решение на основе традиционного метода, базирующегося на коэффициенте запаса. Кроме того, вероятностный подход позволяет решать задачи прочностной надежности конструкции МКБВД.

4. Заключение

В данной работе на основе вероятностного подхода выполнен анализ влияния вариации характеристик силовой оболочки на несущую способность металлокомпозитного бака высокого давления. Численное моделирование на основе прогрессирующего разрушения используется для прогнозирования механического поведения МКБВД и предельного давления. Модель прогрессирующего разрушения основана на представлениях континуальной механики поврежденности, связывающей процессы накопления повреждений и деградации механических свойств. В качестве переменных параметров силовой оболочки, которые больше все-



го чувствительны к технологическим факторам, приняты угол намотки, объемное содержание волокна и предел его прочности. Их вариация ведет к вариативности параметров НДС и процесса накопления повреждений и в конечном итоге к статистическому рассеянию значений давления разрушения. Выполненные расчеты подтверждают экспериментальные наблюдения о том, что потеря несущей способности композитной оболочки происходит в результате процесса накопления повреждений [2, 20]. Результаты вероятностного анализа можно использовать для количественной оценки близости состояния МКБВД к предельному и решать задачи оценки прочностной надежности конструкции при заданных параметрах нагружения.

Литература

1. Vasiliev V. V. Composite Pressure Vessels: Analysis, Design, and Manufacturing. – Blacksburg, VA : Ridge Publishing, 2009. – 690 p.
2. Несущая способность и безопасность металлокомпозитных баков космических аппаратов / под ред. В. В. Москвичева, Н. А. Тестоедова. – Новосибирск : Наука, 2021. – 440 с.
3. Application of filament winding technology in composite pressure vessels and challenges: a review / M. Azeem, H. H. Ya, M. A. Alam, M. Kumar, P. Stabla, M. Smolnicki, L. Gemi, R. Khan, T. Ahmed, Q. Ma, M. R. Sadique, A. A. Mokhtar, M. Mustapha // Journal of Energy Storage. – 2022. – Vol. 49. – Art. 103468. – DOI: 10.1016/j.est.2021.103468.
4. Kam T. Y., Liu Y. W., Lee F. T. First-ply failure strength of laminated composite pressure vessels // Composite Structures. – 1997. – Vol. 38. – P. 65–70. – DOI: 10.1016/S0263-8223(97)00042-1.
5. Garnich M. R., Akula M. K. Review of degradation models for progressive failure analysis of fiber reinforced polymer composites // Applied Mechanics Reviews. – 2009. – Vol. 62 (1). – P. 010801. – DOI: 10.1115/1.3013822.
6. Ganesan R., Nair A. S. Reliability-based first-ply failure envelopes of composite tubes subjected to combined axial and torsional loadings // Mechanics Based Design of Structures and Machines. – 2024. – Vol. 52. – P. 4470–4502. – DOI: 10.1080/15397734.2023.2229415.
7. De Luca A., Caputo F. A review on analytical failure criteria for composite materials // AIMS Materials Science. – 2017. – Vol. 4. – P. 1165–1185. – DOI: 10.3934/mat.2017.5.1165.
8. Работнов Ю. Н. Проблемы механики деформируемого твердого тела : избранные труды. Москва : Наука, 1991. – 194 с.
9. Srilakshmi Ch., Sambasivarao G., Suresh Kumar J. A review on progressive failure analysis of composites // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – Vol. 1185. – Art. 012020. – DOI: 10.1088/1757-899X/1185/1/012020.
10. Regassa Y., Gari J., Lemu H. G. Composite overwrapped pressure vessel design optimization using numerical method // Journal of Composites Science. – 2022. – Vol. 6. – P. 229. – DOI: 10.3390/jcs6080229.
11. A three-dimensional progressive failure analysis of filament-wound composite pressure vessels with void defects / L. Ge, J. Zhao, H. Li, J. Dong, H. Geng, L. Zu, S. Lin, X. Jia, X. Yang // Thin-Walled Structures. – 2024. – Vol. 199. – Art. 111858. – DOI: 10.1016/j.tws.2024.111858.
12. Ozaslan E., Yurdakul K., Talebi C. Investigation of effects of manufacturing defects on bursting behavior of composite pressure vessels with various stress ratios // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2022. – Vol. 199. – Art. 104689. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2022.104689.
13. Micromechanical analysis of composite materials considering material variability and microvoids / O. Vallmajo, A. Arteiro, J. M. Guerrero, A. R. Melro, A. Pupurs, A. Turon. // International Journal of Mechanical Sciences. – 2024. – Vol. 263. – Art. 108781. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108781.
14. Burov A. E. Burst pressure estimations of a composite pressure vessel accounting for the composite shell imperfections // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1260, iss. 11. – Art. 112007. – DOI: 10.1088/1742-6596/1260/11/112007.



15. Вероятностный риск-анализ конструкций технических систем / А. М. Лепихин, Н. А. Махутов, В. В. Москвичев, А. П. Черняев. – Новосибирск : Наука, 2003. – 173 с.
16. Zu L., Koussios S., Beukers A. Design of filament-wound isotenoid pressure vessels with unequal polar openings // *Composite Structures*. – 2010. – Vol. 92. – P. 2307–2313. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2009.07.013.
17. Hashin Z. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites // *Journal of Applied Mechanics*. – 1980. – Vol. 47. – P. 329–334. – DOI: 10.1115/1.3153664.
18. Каплун А. Б., Морозов Е. М., Шамраева М. А. ANSYS в руках инженера : практическое руководство. – Москва : Ленанд, 2021. – 272 с.
19. Halpin J. C., Kardos J. L. The Halpin-Tsai equations: a review // *Polymer Engineering and Science*. – 1976. – Vol. 16. – P. 344–352. – DOI: 10.1002/pen.760160512.
20. Design and development of a filament wound composite overwrapped pressure vessel / S. Alam, G. R. Yandek, R. C. Lee, J. M. Mabry // *Composites. Part C: Open Access*. – 2020. – Vol. 2. – Art. 100045. – DOI: 10.1016/j.jcomc.2020.100045.



Received: 09.07.2024
Revised: 30.09.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.107-116

THE EFFECT OF COOLANT FLOW RATE ON THE COOLING EFFICIENCY OF A FINNED TUBE

A. D. Surnin

*Kalashnikov Izhevsk State Technical University,
7 Studencheskaya St., Izhevsk, Udmurt Republic, 426069, Russia*

 <https://orcid.org/0009-0007-9817-5122>  lalagass66@gmail.com

Email: lalagass66@gmail.com

Address for correspondence: ul. Studencheskaya, 7, Izhevsk, Udmurt Rep., 426069, Russia
Tel.: +7 (912) 451-9565

The problem of conjugate heat transfer in a radiator cooling element is solved by numerical methods. The study solves the problem of the motion of continuous media, which is described by the system of the Navier–Stokes equations and the heat transfer equation. These equations are numerically integrated by the control volume method within the OpenFOAM open-source computational platform. The optimal number of grid elements was determined through grid convergence analysis. The obtained results enable the assessment of fluid heating along the channel length and the temperature gradient between the tube wall and the surrounding air. The data obtained for various flow rates of the working fluid inside the finned tube were analyzed, and recommendations for use are given.

Keywords: finned tube, conjugate problem, heat transfer, numerical simulation, OpenFOAM

Reference

1. Koroleva, M.R., Saburova, E.A., and Chernova, A.A. Studying the efficiency of cooling and resistance of ribbed tubular elements. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, 1675, 012009. DOI: 10.1088/1742-6596/1675/1/012009.
2. Gizatullina, A., Koroleva, M., Mishchenkova, O., and Chernova, A. Numerical investigation of cooling down and aerodynamic resistance processes in ribbed tubular elements. In: *2020 Ivannikov Ispras Open Conference (ISPRAS)*, Moscow, Russia, December 10–11, 2020, IEEE, 2020, pp. 142–149. DOI: 10.1109/ISPRAS51486.2020.00028.
3. Baimetova, E.S., Gizatullina, A.F., Koroleva, M.R., Mishchenkova, O.V., Pushkarev, F.N., and Chernova, A.A. Heat load of bimetallic ribbed tube. *Trudy ISP RAN*, 2021, 33 (5), 271–282. (In Russian).
4. Baymetova, E.S., Chernova, A.A., Koroleva, M.R., and Kelemen, M. Optimization of the developed outer surface of an industrial oil cooler. *MM Science Journal*, 2021, 2021 (June), 4764–4768. DOI: 10.17973/MMSJ.2021_10_2021027.
5. Zhao, W., Wang, Q., and Liu, P. The experimental investigation of recirculation of air-cooled system for a large power plant. *Energy and Power Engineering*, 2010, 2, 291–297. DOI: 10.4236/epe.2010.24041.
6. Fedorov, V.A., Milman, O., Ananyev, P.A., Ptahin, A.V., Zhinov, A.A., Karyshev, A.K., and Shevelev, D.V. Results of experimental and computational analysis of air flow in the circle channels of the air-cooled condensers of steam power plants. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana, Seriya Mashinostroenie*, 2015, 5, 87–105. (In Russian). DOI: 10.18698/0236-3941-2015-5-87-105.



7. Zhukauskas, A.A. *Konvektivnyi teploobmen v teploobmennikakh* [Convective Transfer in Heat Exchangers]. Nauka Publ., Moscow, 1982, 472 p. (In Russian).
8. Garcia, A., Vicente, P.G., and Viedma, A. Experimental study of heat transfer enhancement with wire coil inserts in laminar-transition-turbulent regimes at different Prandtl numbers. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2005, 48 (21–22), 4640–4651. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.04.024.
9. Baimetova, E.S., Gizzatullina, A.F., and Pushkarev, F.N. Solving the conjugate heat transfer problem in the ribbed tube with OpenFOAM. *Khimicheskaya Fizika i Mezoskopiya*, 2021, 23 (2), 154–164. (In Russian). DOI: 10.15350/17270529.2021.2.14.
10. Koroleva, M.R., Mishchenkova, O.V., Kelemen, M., and Chernova, A.A. Theoretical research of the internal gas dynamics processes of measurements of hot air curtain with cross-flow fan. *MM Science Journal*, 2020, 2020 (June), 3966–3972. DOI: 10.17973/MMSJ.2020_06_2020028.
11. Raeder, T., Tenenev, V.A., Koroleva, M.R., and Mishchenkova, O.V. Nonlinear processes in safety systems for substances with parameters close to a critical state. *Russian Journal of Nonlinear Dynamics*, 2021, 17 (1), 119–138. DOI: 10.20537/nd210109.
12. Volkov, K.N. and Emelianov, V.N. *Vychislitelnye tekhnologii v zadachakh mekhaniki zhidkosti i gaza* [Computational Technologies in the Problems of Fluid and Gas Mechanics]. Fizmatlit Publ., Moscow, 2012, 468 p. (In Russian).
13. Korolyova, M.R., Terentyev, A.N., and Chernova, A.A. Fluid dynamics of a complicated collector. *Vestnik RGATA Imeni P.A. Solovyeva*, 2021, 3 (58), 50–55.
14. Isachenko, V.P., Osipova, V.A., and Sukomel, A.S. *Teploperedacha* [Heat Transfer]. OOO TID Aris Publ., Moscow, 2014, 416 p.
15. Available at: <https://openfoamwiki.net/index.php/ChtMultiRegionFoam> (circulation date 21.05.2024).
16. Available at: <https://www.openfoam.com/documentation/user-guide/4-mesh-generation-and-conversion/4.3-mesh-generation-with-the-blockmesh-utility> (circulation date 21.05.2024).
17. Available at: <https://doc.openfoam.com/2306/tools/pre-processing/mesh/manipulation/topoSet/>
18. Available at: <http://www.paraview.org/> (circulation date 21.05.2024).
19. Sukhanovskii, A. and Vasiliev, A. Physical mechanism of the convective heat flux increasing in case of mixed boundary conditions in Rayleigh-Bénard convection. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2022, 185, 122411. DOI 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2021.122411.



Подана в журнал: 09.07.2024
УДК 533+536.24
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.107-116

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТНОГО РЕЖИМА ПОДАЧИ ХЛАДАГЕНТА НА ОХЛАЖДАЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ ОРЕБРЕННОЙ ТРУБКИ

А. Д. Сурнин

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Ижевский государственный университет им. М. Т. Калашникова»
ул. Студенческая, 7, Ижевск, Удмуртская Республика, 426069, Россия*

 <https://orcid.org/0009-0007-9817-5122>  lalagass66@gmail.com

Электронная почта: lalagass66@gmail.com
Адрес для переписки: ул. Студенческая, 7, Ижевск, Удмуртская Республика, 426069, Россия
Тел.: +7 (912) 451-95-65

Численно решена задача сопряженного теплообмена охлаждающего элемента радиатора. В работе реализуется решение задачи о движении сплошных сред, описываемом системой уравнений Навье – Стокса и уравнением теплопередачи. Эти уравнения численно интегрируются методом контрольных объемов в открытой интегрируемой платформе для численного решения задач механики сплошных сред openFOAM. Было определено оптимальное количество элементов расчетной сетки путем сеточной сходимости. Полученные результаты позволяют оценить прогрев жидкости по длине канала, а также перепад температур на стенках трубки и в окружающем ее воздухе. Проведен анализ полученных данных для различных скоростей рабочей жидкости внутри оребренной трубки, даны рекомендации к использованию.

Ключевые слова: оребренная трубка, сопряженная задача, теплообмен, численное моделирование, openFOAM

1. Введение

В радиаторах и маслоохладителях чаще всего используются трубчатые теплообменники [1–4] из-за их компактности, простоты эксплуатации и большой площади теплообмена. При этом вопросы эффективности теплообменных аппаратов различных конструкций, работающих на одной среде (например, вода – вода) экспериментально исследованы в работах [5–8]. С другой стороны, вопросы организации эффективного теплоотвода в конвективных теплообменных устройствах, работающих в разных средах (воздух – масло, газ – хладагент, вода – газ и т. д.), [9] остаются недостаточно исследованными. Открытым остается и вопрос однозначного определения эффективности теплообменного оборудования, в виду чего исследование влияния рабочих и геометрических параметров на охлаждающую способность тепловых устройств, работающих с гетерогенными средами, остается актуальным и востребованным.

Настоящая работа направлена на изучение влияния рабочих параметров хладагента на тепловую эффективность одиночной оребренной трубки.



Рис. 1. Оребренная труба

Оребренные трубки (рис. 1) представляют собой тонкостенную трубку с прикрепленными к ней ребрами. Геометрически ребра могут представлять собой кольца большего диаметра, тонкую спиральную ламель, продольные полосы и т. д. (ГОСТ Р 51364-99 Аппараты воздушного охлаждения). Основное назначение ребер – увеличение площади теплообмена и, соответственно, передача большего количества тепла от трубы в окружающее пространство.

2. Постановка задачи и методы решения

Рассматривается задача сопряженного теплообмена в системе хладагент – металл – воздух в условиях экстремального отвода тепла от воздушного потока. Протяженная поверхность теплоотдачи вызывает вопрос о прогреве охлаждающей жидкости внутри трубки и эффективности охлаждения воздуха по всей длине трубки. Расчетная область приведена на рис. 2. Хладагент подается в трубку сверху вниз под действием силы тяжести. Нагнетаемый охлаждаемый воздух подается нормально по отношению к потоку хладагента. Расстояние между входом воздуха в расчетную область и оребренной трубкой составляет 100 мм, между оребренной трубкой и областью выхода воздуха – 250 мм, что соответствует рекомендациям [1–3, 9].

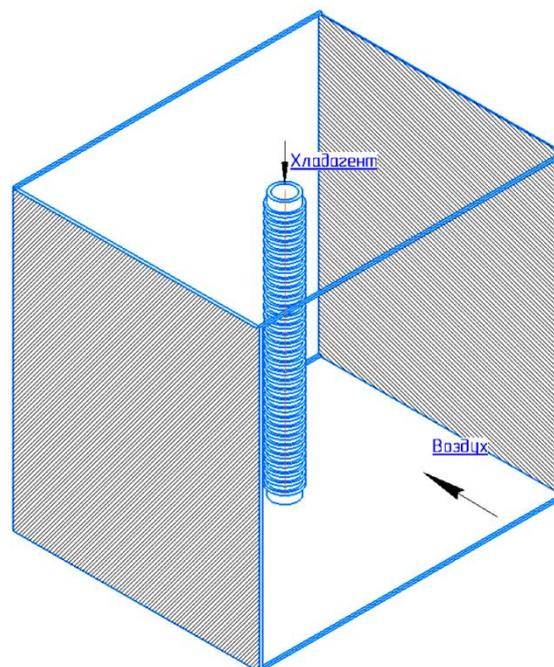


Рис. 2. Расчетная модель



Оребренная трубка, выполненная из алюминия, имеет следующие параметры: диаметр трубы – 25 мм; толщина стенки – 2 мм; радиус ребра – 10 мм; толщина ребра – 1 мм; расстояние между ребрами – 5 мм. Рабочей охлаждающей средой является этиленгликоль (плотность $\rho = 1116 \text{ кг/м}^3$, вязкость $\mu = 0,000011 \text{ Па}\cdot\text{с}$), а охлаждаемой средой – нагнетаемый внешним компрессором воздух (плотность $\rho = 1,204 \text{ кг/м}^3$, динамическая вязкость $\mu = 0,0000181 \text{ Па}\cdot\text{с}$). Поскольку скорость движения воздуха в охлаждаемом тракте составляет 4 м/с, что составляет менее 0,5 М [1], для описания аэродинамики [10–12] применяется модель вязкого несжимаемого теплопроводного газа, динамика жидкости [13] описывается в рамках модели несжимаемой вязкой теплопроводной жидкости.

Таким образом, математическая модель движения текучих сред основана на уравнениях Навье – Стокса. Скорость охлаждающей жидкости и ее физические характеристики указывают на ламинарный режим движения, поэтому модели турбулентности при расчете движения хладагента не использовались. Система уравнений, описывающая движение сплошных сред в общем случае, имеет вид

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial \rho u_i}{\partial x_i} = 0, \quad (1)$$

$$\frac{\partial \rho u_i}{\partial t} + \frac{\partial \rho u_i u_j}{\partial x_j} = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left[\mu \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) - \frac{2}{3} \mu \frac{\partial u_k}{\partial x_k} \delta_{ij} \right] + F_i, \quad (2)$$

$$\frac{\partial \rho E}{\partial t} + \frac{\partial \rho E u_j}{\partial x_j} = \frac{\partial u_i \tau_{ij}}{\partial x_j} + \frac{\partial q_j}{\partial x_j} + F_i u_i. \quad (3)$$

В приведенных выше формулах приняты следующие обозначения: ρ – плотность среды; u – компоненты вектора скорости; p – давление; μ – динамический коэффициент вязкости; F – внешняя массовая сила; $E = C_p T + 0.5 u_i^2$ – полная удельная энергия; $\tau_{ij} = 2\mu S_{ij} - \frac{2}{3} \mu \frac{\partial u_k}{\partial x_k} \delta_{ij}$ – тензор вязких напряжений; $S_{i,j} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right)$ – тензор скоростей деформаций; $q = \lambda \frac{\partial T}{\partial x_j}$ – тепловой поток; λ – коэффициент теплопроводности среды; T – температура; C_p – теплоемкость при постоянном давлении.

Моделирование процессов теплоотдачи в оребренной трубке проводится на основе уравнения теплопроводности [13]:

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = \nabla(\lambda \nabla T). \quad (4)$$

Начальные условия определены параметрами невозмущенных сред. Граничные условия представлены в таблице.

Решение системы уравнений (1)–(4) реализуется в рамках квазистационарного приближения методом контрольных объемов в открытой интегрируемой платформе для численного решения задач механики сплошных сред openFoam с помощью решателя chtMultiRegionSimpleFoam [14]. Дискретизация расчетной области по пространству (рис. 3) производилась с использованием 11 миллионов шестигранных элементов с применением утилит построения сеток blockMesh [15] и topoSet [16] пакета openFoam; визуализация результатов моделирования производилась с использованием пакета paraView [17]. Оптимальное количество элементов расчетной сетки определено по результатам исследования сеточной сходимости (рис. 4).

Таблица

Граничные условия

Домены/границы	Трубка	Ребра	Вход	Выход
Воздух	$\lambda_g \frac{\partial T_g}{\partial n} = \lambda_t \frac{\partial T_t}{\partial n}$ $T_g = T_t$	$\lambda_g \frac{\partial T_g}{\partial n} = \lambda_e \frac{\partial T_e}{\partial n}$ $T_g = T_e$	$u_g = 4 \text{ м/с}$ $T_g = 333 \text{ К}$	$p_g = 10^5 \text{ Па}$
Хладагент	$\lambda_l \frac{\partial T_l}{\partial n} = \lambda_t \frac{\partial T_t}{\partial n}$ $T_l = T_t$	–	$u_l = 0,1; 0,5; 1; 1,5;$ 2 м/с $T_l = 213 \text{ К}$	$p_l = 10^5 \text{ Па}$
Трубка	–	$\lambda_t \frac{\partial T_t}{\partial n} = \lambda_e \frac{\partial T_e}{\partial n}$ $T_t = T_e$	–	–

Здесь λ – коэффициент теплопроводности среды; T – температура среды; p – давление; u – вектор скорости; g – газ; t – трубка; l – хладагент.

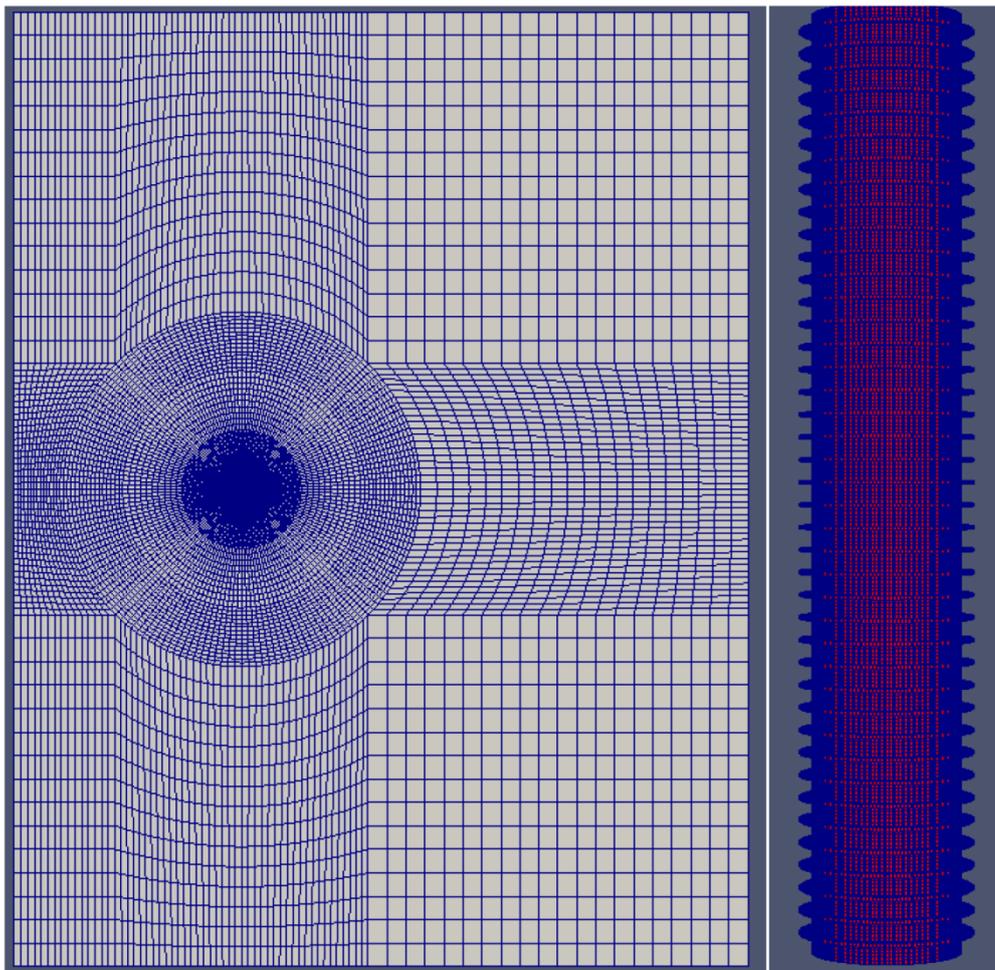


Рис. 3. Расчетная сетка

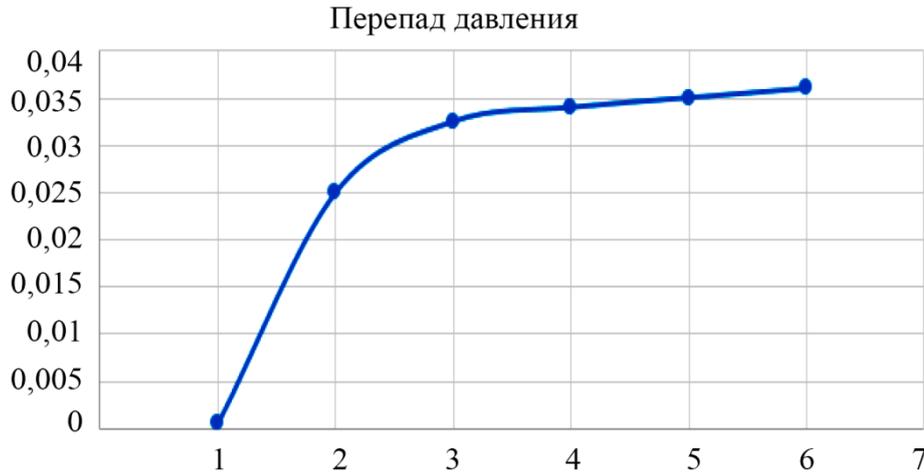


Рис. 4. Сеточная сходимость: зависимость перепада давления от количества элементов по высоте ребра

3. Результаты и обсуждение

В результате численного моделирования получены распределения полей физических параметров рабочих сред. Показано, что при ламинарном течении теплообмен между слоями жидкости, перпендикулярными к стенке трубки, осуществляется преимущественно посредством теплопроводности при условии, что каждый слой жидкости обладает своей собственной скоростью продольного движения. Это в совокупности приводит к одновременному конвективному переносу тепла в продольном направлении. Таким образом, процесс теплообмена при ламинарном режиме течения определяется гидродинамической картиной движения.

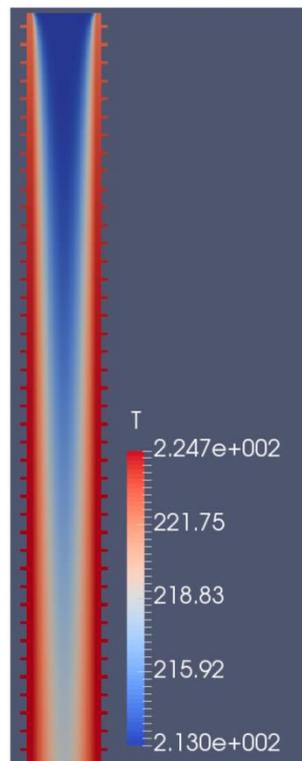


Рис. 5. Распределение температуры в поперечном сечении оребренной трубки

По мере продвижения потока происходит теплообмен между жидкостью и стенкой трубки, приводящий к постепенному повышению температуры хладагента. Вблизи входного

сечения изменение температуры происходит только в тонком слое около стенки трубки. По мере удаления от входного сечения все большая часть потока вовлекается в процесс теплообмена, при этом у стенки трубки формируется тепловой пограничный слой, толщина которого постепенно увеличивается. На определенном расстоянии от входного сечения трубы тепловые пограничные слои смыкаются, и весь поток жидкости начинает участвовать в процессе теплообмена, что представлено на рис. 5.

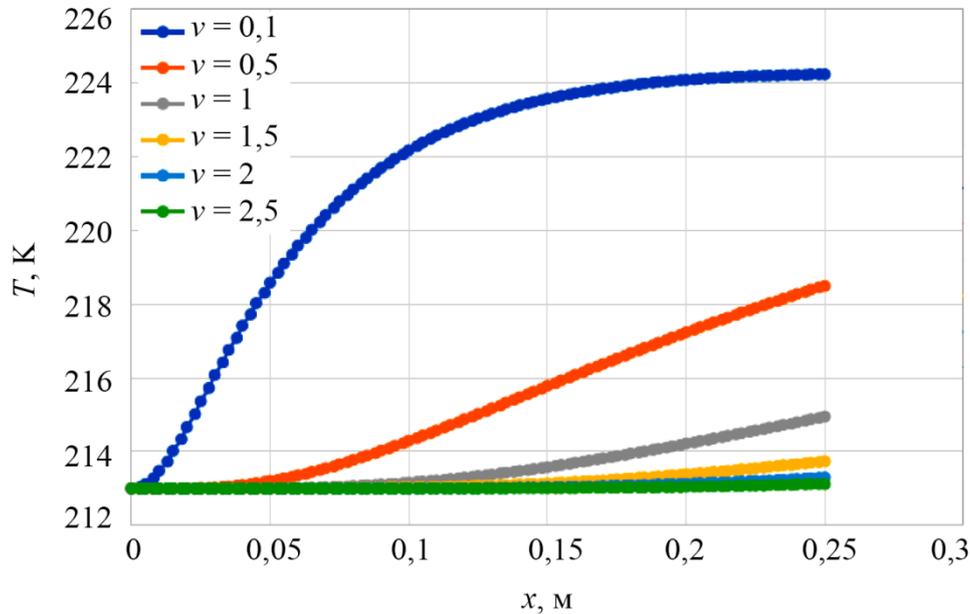


Рис. 6. Сравнение изменений температуры хладагента по длине трубки



Рис. 7. Температурный профиль в поперечном сечении расчетной области

Из рисунка 6 видно, что при низкой скорости в 0,1 м/с тепловые граничные слои смыкаются вблизи входного сечения, и к концу длины трубки хладагент почти не снимает тепло

со стенок, что так же видно на рис. 5. В то же время при высоких скоростях в 1 м/с и более хладагент в трубке не успевает прогреться и снимает незначительное количество тепла.

Также по распределению температур в поперечном сечении трубки, представленном на рис. 7, видно, что при скоростях 0,1 и 0,5 м/с наблюдаются самые широкие граничные слои снятия тепла. Положение области отрыва потока определяет область минимального теплосъема на внешней поверхности оребренной трубки, область контакта с набегающим потоком газа на переднюю кромку вплоть до боковой поверхности трубки обеспечивает максимальный теплосъем, что видно на рис. 8.



Рис. 8. Распределение температуры в поперечном разрезе расчетной области

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что оптимальная с точки зрения тепловой способности трубки скорость подачи хладагента составляет 0,5 м/с. Именно при этой скорости трубка равномерно прогревается по всей своей длине, при этом перенося максимальное количество тепла, максимальное охлаждение наблюдается в кормовой части трубки и составляет примерно 4 К, стабилизируется поток нагретого воздуха и принимает значение 250 К (рис. 8).

Сопоставление данных позволяет однозначно определить достигаемый первичный перепад температур при взаимодействии потока воздуха с охлаждающим элементом в виде оребренной трубки. Достигаемый перепад температур воздуха составляет 7 К. Такое распределение температур косвенно свидетельствует как о работоспособности конструкции, так и о ее эффективности.

Для максимальной эффективности работы данной оребренной трубки рекомендуется устанавливать ее в змеевидный теплообменный аппарат для равномерного снятия тепла по всей длине трубки.

4. Заключение

В работе исследовано течение несжимаемой жидкости внутри оребренной трубки при ламинарном движении. Выявлена и показана оптимальная скорость движения хладагента по оребренным трубкам.

Литература

1. Koroleva M. R., Saburova E. A., Chernova A. A. Studying the efficiency of cooling and resistance of ribbed tubular elements // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2020. – 1675. – 012009. – DOI: 10.1088/1742-6596/1675/1/012009.
2. Numerical investigation of cooling down and aerodynamic resistance processes in ribbed tubular elements / A. Gizzatullina, O. Mishchenkova, M. Koroleva, A. Chernova // 2020 Ivannikov Ispras Open Conference, ISPRAS 2020 : proceedings. – IEEE, 2020. – P. 142–149. – DOI: 10.1109/ISPRAS51486.2020.00028.
3. Тепловая нагрузка биметаллической оребренной трубки / Е. С. Байметова, А. Ф. Гиззатуллина, М. Р. Королева, О. В. Мищенко, Ф. Н. Пушкарев, А. А. Чернова // *Труды Института системного программирования РАН*. – 2021. – Т. 33 (5). – С. 271–282.



4. Optimization of the developed outer surface of an industrial oil cooler / E. S. Baymetova, A. A. Chernova, M. R. Koroleva, M. Kelemen // *MM Science Journal*. – 2021. – Vol. 2021 (June). – P. 4764–4768. – DOI: 10.17973/MMSJ.2021_10_2021027.
5. Zhao W., Wang Q., Liu P. The experimental investigation of recirculation of air-cooled system for a large power plant // *Energy and Power Engineering*. – 2010. – No. 2. – P. 291–297. – DOI: 10.4236/epe.2010.24041.
6. Результаты экспериментально-расчетных исследований воздушного потока в циркуляционных воздушных конденсаторах паротурбинных установок / В. А. Федоров, О. О. Мильман, П. А. Ананьев, А. В. Птахин, А. А. Жинов, А. К. Карышев, Д. В. Шевелев // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*. – 2015. – № 5. – С. 87–105. – DOI: 10.18698/0236-3941-2015-5-87-105.
7. Жукаускас А. А. Конвективный перенос в теплообменниках. – М. : Наука, 1982. – 472 с.
8. Garcia A., Vicente P. G., Viedma A. Experimental study of heat transfer enhancement with wire coil inserts in laminar-transition-turbulent regimes at different Prandtl numbers // *Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2005. – Vol. 48 (21–22). – P. 4640–4651. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.04.024.
9. Байметова Е. С., Гиззатуллина А. Ф., Пушкарев Ф. Н. Решение задачи сопряженного теплообмена в оребренной трубке с использованием OpenFOAM // *Химическая физика и мезоскопия*. – 2021. – Т. 23 (2). – С. 154–164. – DOI: 10.15350/17270529.2021.2.14.
10. Theoretical research of the internal gas dynamics processes of measurements of hot air curtain with cross-flow fan / M. R. Koroleva, O. V. Mishchenkova, M. Kelemen, A. A. Chernova // *MM Science Journal*. – 2020. – Vol. 2020 (June). – P. 3966–3972. – DOI: 10.17973/MMSJ.2020_06_2020028.
11. Nonlinear processes in safety systems for substances with parameters close to a critical state / T. Raeder, V. A. Tenenev, M. R. Koroleva, O. V. Mishchenkova // *Russian Journal of Nonlinear Dynamics*. – 2021. – Vol. 17, No. 1. – P. 119–138. – DOI: 10.20537/nd210109.
12. Волков К. Н., Емельянов В. Н. Вычислительные технологии в задачах механики жидкости и газа. – М. : Физматлит, 2012. – 468 с.
13. Королева М. Р., Терентьев А. Н., Чернова А. А. Гидродинамика коллектора сложной формы // *Вестник РГАТА имени П. А. Соловьева*. – 2021. – № 3 (58). – С. 50–55.
14. Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С. Теплопередача. – 5-е изд., стер. – М. : ООО «ТИД Арис», 2014. – 416 с.
15. URL: <https://openfoamwiki.net/index.php/ChtMultiRegionFoam> (дата обращения 21.05.2024).
16. URL: <https://www.openfoam.com/documentation/user-guide/4-mesh-generation-and-conversion/4.3-mesh-generation-with-the-blockmesh-utility> (дата обращения 21.05.2024).
17. URL: <https://doc.openfoam.com/2306/tools/pre-processing/mesh/manipulation/topoSet/>
18. URL: <http://www.paraview.org/> (дата обращения 21.05.2024).
19. Sukhanovskii A., Vasiliev A. Physical mechanism of the convective heat flux increasing in case of mixed boundary conditions in Rayleigh-Bénard convection // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2022. – Vol. 185. – P. 122411. – DOI 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2021.122411.



Received: 23.07.2024
Revised: 16.10.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.117-129

VERIFICATION OF PLASTIC STRAIN VALUES DURING OVALIZATION OF A RING SPECIMEN FROM A FUEL ELEMENT SHELL OF A FAST NEUTRON REACTOR

R. P. Karagergi^{1, a, *}, A. V. Konovalov^{2, b}, and A. V. Kozlov^{3, c}

¹Research Institute of Nuclear Materials JSC,

p/o box 29, Zarechny, Sverdlovsk Region, 624250, Russia

²Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,

34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia

³M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,

18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620137, Russia

a)  <https://orcid.org/0009-0004-1721-9575>  karagergi_rp@irmatom.ru;

b)  <https://orcid.org/0000-0001-9131-8636>  avkonovalov@mail.ru;

c)  sashok-k48@mail.ru

*Corresponding author. Email: karagergi_rp@irmatom.ru

Address for correspondence: p/o box 29, Zarechny, Sverdlovsk Obl., 624250, Russia

Tel.: +7 (343) 773-5286

Mechanical testing of ring specimens for radial compression between flat dies (ovalization) was carried out, supplemented by analyzing the stress-strain state calculated by a specialized computer program. To verify the values of plastic strain, laser marks were made on the side surface of the ring. It is found that the maximum plastic deformation accumulates at the inner and outer walls of the ring, where maximum tensile and compressive stresses act, respectively. The deviation of the experimental values of plastic strain from the predicted ones does not exceed 10%. It is shown that the analysis of the stress-strain state of the ring specimen during ovalization can be useful for evaluating the critical values of the mechanical characteristics of the shell material irradiated in a fast neutron reactor to a high damaging dose.

Keywords: fuel rod element shell, austenitic steel, mechanical tests, ring sample, stress-strain state, grid method

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment from the Russian Ministry of Science and Higher Education (theme Structure, No. 122021000033-2), the state assignment for the IES UB RAS, R&D No. 124020600042-9, and the program of the Rosatom State Nuclear Energy Corporation on increasing the maximum fuel burnup in the fuel assemblies of fast neutron reactors.

References

1. Barsanova, S.V., Kozlov, A.V., and Shilo, O.B. The effect of fast neutron irradiation on changes in the mechanical properties of austenitic steels EK-164 and ChS-68. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya Materialovedenie i Novye Materialy*, 2018, 5 (96), 4–12. (In Russian).
2. Garner, F.A. Radiation damage in austenitic steels. *Comprehensive Nuclear Materials*, 2012, 4, 33–95. DOI: 10.1016/b978-0-08-056033-5.00065-3.
3. Arsène, S. and Bai, J. A new approach to measuring transverse properties of structural tubing by a ring test – experimental investigation. *Journal of Testing and Evaluation*, 1998, 26 (1), 26–30. DOI: 10.1520/JTE11966J.



4. Grigoriev, V., Jakobsson, R., Josefsson, B., and Schrire, D. Advanced techniques for mechanical testing of irradiated cladding materials. In: *Advanced Post-Irradiation Examination Techniques for Water Reactor Fuel: Proceedings of a Technical Committee Meeting*, Dimitrovgrad, Russian Federation, 14–18 May 2001, IAEA, 2002, pp. 187–193.
5. Cohen, A.B., Majumdar, S., Ruther, W.E., Billone, M.C., Chung, H.M., and Neimark, L.A. Modified ring stretch tensile testing of Zr–1Nb cladding. In: *Summary of paper for 25th Water Reactor Safety Information Meeting*, NRC Office of Nuclear Regulatory Research, Bethesda, Maryland, October 20–22 1997, Energy Technology Division, Argonne National Laboratory, 1997.
6. Daum, R.S., Majumdar, S., Tsai, H., Bray, T.S., Koss, D.A., Motta, A.T., and Billone, M.C. Mechanical property testing of irradiated Zircaloy cladding under reactor transient conditions. In: *Small Specimen Test Techniques*, Fourth Volume, ASTM STP 1418, M.A. Sokolov, J.D. Landes, and G.E. Lucas, eds., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2002. Available at: https://www.researchgate.net/publication/255271057_Mechanical_property_testing_of_irradiated_Zircaloy_cladding_under_reactor_transient_conditions
7. Desquines, J., Koss, D.A., Motta, A.T., Cazalis, B., and Petit, M. The issue of stress state during mechanical tests to assess cladding performance during a reactivity-initiated accident (RIA). *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 412 250–267. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.03.015.
8. Leontieva-Smirnova, M.V., Kalin, B.A., Morozov, E.M., Kostyukhina, A.V., Fedotov, P.V., and Taktashev, R.N. Methodical peculiarities of the ring specimens tensile tests. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, 2019, 6, 62–71. (In Russian). DOI: 10.30791/0015-3214-2019-6-62-71.
9. Gurovich, B.A., Frolov, A.S., and Fedotov, I.V. Improved evaluation of ring tensile test ductility applied to neutron irradiated 42XNM tubes in the temperature range of (500–1100)°C. *Nuclear Engineering and Technology*, 2020, 52 (6), 1213–1221. DOI: 10.1016/j.net.2019.11.019.
10. Leontyeva-Smirnova, M.V., Izmalkov, I.N., Valitov, I.R., Loshmanov, L.P., Kostyukhina, A.V., and Fedotov, P.V. Determination of the yield strength of EK–181 steel during tensile tests of ring specimens. *Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov*, 2016, 82 (10), 56–61. (In Russian).
11. Karagergi, R.P., Evseev, M.V., and Kozlov, A.V. Distribution of plastic deformation along the perimeter of circular specimen of thin-wall fuel-element cladding during its expansion. *Materials Physics and Mechanics*, 2021, 47 (1), 74–88. DOI: 10.18149/MPM.4712021_8.
12. Martin-Rengel, M.A., Gómez Sánchez, F.J., Ruiz-Hervías, J., and Caballero, L. Determination of the hoop fracture properties of unirradiated hydrogen-charged nuclear fuel cladding from ring compression tests. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, 436 (1–3), 123–129. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.01.311.
13. Herb, J., Sievers, J., and Sonnenburg, H.-G. A new cladding embrittlement criterion derived from ring compression tests. *Nuclear Engineering and Design*, 2014, 273, 615–630. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2014.03.047.
14. Desquines, J. and Guilbert, S. Effect of an oxide layer on the result of a ring compression test on a fuel cladding sample after a simulated LOCA transient. In: *Top Fuel*, Prague, Czech Republic, October 1–4 2018: proceedings of conference. Available at: https://www.researchgate.net/publication/328496506_EFFECT_OF_AN_OXIDE_LAYER_ON_THE_RESULT_OF_A_RING_COMPRESSION_TEST_ON_A_FUEL_CLADDING_SAMPLE_AFTER_A_SIMULATED_LOCA_TRANSIENT
15. Frolov, A.S., Fedotov, I.V., and Gurovich, B.A. Evaluation of the true-strength characteristics for isotropic materials using ring tensile test. *Nuclear Engineering and Technology*, 2021, 53 (7), 2323–2333. DOI: 10.1016/j.net.2021.01.033.
16. Karagergi, R.P., Konovalov, A.V., Evseev, M.V., and Kozlov, A.V. Construction of a strain-hardening diagram to analyze the state of stress in the fuel-element cladding material. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, 2023, 1528–1534. DOI: 10.1134/S0036029523100117.



17. Karagergi, R.P., Kozlov, A.V., Yarkov, V.Yu., Pastukhov, V.I., Barsanova, S.V., Churyumova, T.A., Mitrofanova, N.M., and Leontyeva-Smirnova, M.V. Microstructure of fracture surfaces after radial compression of annular specimens made of cladding austenitic steel exposed to damaging dose above 100 dpa. *Physics of Metals and Metallography*, 2024, 125 (6), 665–672. DOI: 10.1134/S0031918X2460043X.
18. Konovalov, A.V. and Partin, A.S. RF Software Registration Certificate No. 2023660789, 2020. (In Russian).



Подана в журнал: 23.07.2024
УДК 620.17
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.117-129

ВЕРИФИКАЦИЯ ЗНАЧЕНИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОВАЛИЗАЦИИ КОЛЬЦЕВОГО ОБРАЗЦА ИЗ ОБОЛОЧКИ ТВЭЛА РЕАКТОРА НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ

Р. П. Карагерги^{1, а, *}, А. В. Коновалов^{2, б}, А. В. Козлов^{3, в}

¹Акционерное общество «Институт реакторных материалов»,
а/я 29, г. Заречный, Свердловская обл., 624250, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской Академии Наук,
ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

³Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской Академии Наук,
ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620137, Россия

a)  <https://orcid.org/0009-0004-1721-9575>  karagergi_rp@irmatom.ru;

b)  <https://orcid.org/0000-0001-9131-8636>  avkonovlov@mail.ru;

c)  sashok-k48@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: karagergi_rp@irmatom.ru
Адрес для переписки: а/я 29, г. Заречный, Свердловская обл., 624250, Россия
Тел.: +7 (343) 773-52-86

Проведены механические испытания на сжатие кольцевых образцов плоскими бойками в радиальном направлении (овализация образцов), дополненные анализом напряженно-деформированного состояния, рассчитанного по специализированной компьютерной программе. Для верификации значений пластической деформации использовали метки, нанесенные лазером на боковую поверхность кольца. Установлено, что максимальная пластическая деформация накапливается у внутренней и наружной стенок кольца, где действуют, соответственно, максимальные растягивающие и сжимающие напряжения. Расхождение экспериментальных и расчетных значений мер пластической деформации не превышает 10 %. Показано, что анализ напряженно-деформированного состояния кольцевого образца при овализации может быть полезен для оценки критических значений механических характеристик материала оболочки, облученной в реакторе на быстрых нейтронах до большой повреждающей дозы.

Ключевые слова: оболочка твэла, аустенитная сталь, механические испытания, кольцевой образец, напряженно-деформированное состояние, метод сеток

1. Введение

Оболочки твэлов являются важным элементом безопасности ядерных энергетических установок. При эксплуатации в активной зоне реактора они подвергаются длительному нейтронному облучению, влиянию высоких температур, воздействию коррозионной среды теплоносителя и топливной композиции. Как следствие, в материале наблюдаются существенные структурно-фазовые изменения, химические превращения, коррозионные повреждения, происходит распухание и формоизменение оболочек. Все это значительно меняет эксплуатационные характеристики твэлов в составе тепловыделяющих сборок (ТВС). В частности, у оболочки твэла реактора типа БН пластичность может снижаться вплоть до «нулевых» значений [1, 2]. Поэтому для подтверждения безопасных сроков эксплуатации

ТВС различного назначения одним из важнейших этапов является оценка механических характеристик оболочки твэла.

Типичные кратковременные механические свойства (пределы прочности и текучести, относительное удлинение) оболочек твэлов можно определить с помощью методики растяжения кольцевых образцов на опорах (рис. 1). Такая форма образцов не стандартизирована, но ее использование позволяет сэкономить количество материала и получить необходимую статистическую информацию о свойствах оболочки на коротких участках твэла с приблизительно одинаковыми условиями облучения. На сегодняшний день для испытания кольцевых образцов единого подхода не выработано. Поэтому каждая доступная методика, по сути дела, является частным случаем, который применяют в исследованиях материалов оболочек твэлов конкретного типа ядерной энергетической установки.

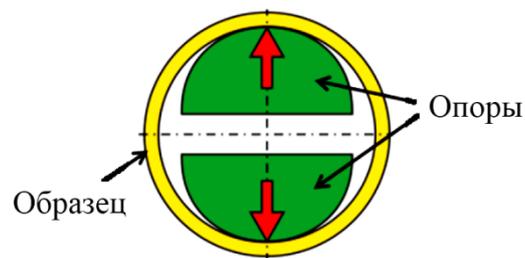


Рис. 1. Схема растяжения кольцевого образца на опорах

Например, за рубежом для определения механических свойств оболочек твэлов из циркониевых сплавов, применяемых в реакторах типа PWR, используется форма кольцевого образца с выделенными рабочими частями [3–6]. Такие образцы растягивают на цилиндрических опорах, диаметр которых равен внутреннему диаметру кольца. Для испытаний используют захваты с внутренней вставкой либо без таковой. Установлено [5], что при испытании образцов с помощью захватов без внутренней вставки достигаются более высокие значения относительного удлинения по сравнению с испытаниями образцов на конструкции со вставкой. Это связано с трением между внутренней поверхностью образца и поверхностью цилиндрической опоры, которое необходимо учитывать при интерпретации результатов испытаний. Для проверки значений степени пластической деформации сдвига и места локализации пластической деформации на поверхность выделенной части образца наносили метки, расстояние между которыми измеряли до и после испытания. Эта процедура показала, что значительная часть пластической деформации происходит на рабочих частях образца, а вне рабочих частей пластическая деформация практически не возникает [5, 6]. Не смотря на плюсы использования выделенных рабочих участков в данном типе кольцевых образцов, в некоторых случаях для облученного материала оболочки наблюдается ограниченная применимость такого способа испытания [7].

В отечественной практике используется обычная схема растяжения кольцевого образца на полуцилиндрических опорах, диаметр которых, в зависимости от геометрических параметров образца, на 65–95 % меньше, чем внутренний диаметр образца [8–11]. Данная схема испытания характеризуется наличием изгиба рабочих частей в начале испытания. На этой стадии кольцевой образец охватывает опоры и принимает овальную форму (овализуется). При овализации неконтролируемые деформации и напряжения локализуются на отдельных участках, что вносит ошибку в определение механических свойств, тем большую, чем меньше пластичность исследуемого материала. Были предприняты попытки экспериментально оценить значения пластической деформации на стадии изгиба рабочей части образца при его растяжении. Например, в работе [9] приведено испытание кольца из сплава 42ХНМ (реакторы типа ВВЭР) и установлено, что при смещении подвижной опоры в диапазоне от 0,5 до 1,0 мм уже наблюдается остаточная пластическая деформация. К подобному выводу пришли ав-



торы работы [10] при исследовании предела текучести оболочки из 12-процентной хромистой стали ЭК-181. Конкретно для образцов из аустенитной стали ЧС-68 (реакторы типа БН) определили [11], что истинная остаточная деформация, накопленная при изгибе рабочих частей образца, может составлять 1,4 %, что может быть критическим уровнем для испытания облученных кольцевых образцов.

При испытании образцов из оболочек с «нулевой» пластичностью материала, то есть после облучения в реакторе, способ растяжения кольцевых образцов требует специальной доработки. Это связано с главной проблемой данной методики – преждевременным разрушением кольца на начальной стадии испытания. Причина кроется в том, что на этой стадии имеющийся ресурс пластичности быстро исчерпывается, и записывается неинформативная диаграмма испытания. Обычный способ обработки полученных кривых растяжения не позволяет корректно определить предел прочности и относительное удлинение [7, 9, 11].

Перспективным способом решения данной проблемы является испытание кольцевого образца на сжатие плоскими бойками в радиальном направлении. При этом экспериментальные результаты дополнительно сопровождаются анализом напряженно-деформированного состояния (НДС) образца в процессе испытания. В этом случае для оценки предельного состояния материала и конструкции может выступать совокупность главных напряжений и деформаций, которые наблюдаются в ходе анализа НДС. Достоверность значений при таком подходе обеспечивается путем использования дополнительной экспериментальной информации в виде диаграммы деформационного упрочнения, применения реальных значений характеристик упругости, а также за счет косвенной проверки расчетов нагружения конечно-элементных моделей. Например, данный способ нашел применение при оценке остаточного ресурса пластичности оболочек твэлов из циркониевых сплавов реакторов PWR в аварийных условиях, а именно при высокотемпературном окислении циркониевой оболочки твэла из-за потери теплоносителя (авария типа LOCA), приводящем к охрупчиванию материала оболочки твэла [12–14]. Подобный подход позволил оценить характеристики сплава 42ХНМ после облучения до 15 сна при температуре облучения 300–350 °С [15].

Реакторы типа БН отличаются более жестким спектром нейтронного облучения и более высокой температурой облучения оболочек по сравнению с реакторами типа ВВЭР (PWR). Особенностью является то, что на метровой длине активной части твэла температура оболочки изменяется на 200–300 °С, а флюенс нейтронов – более чем в два раза. Это приводит к формированию коротких участков с однородными условиями облучения, что осложняет послереакторные материаловедческие исследования. Их длина варьируется приблизительно в диапазоне от 20 до 40 мм, поэтому для механических испытаний кольцевые образцы являются очень практичными. Применительно к оболочкам твэла реактора БН-600 в АО «ИРМ» разработан комбинированный способ испытания кольцевых образцов высотой 2,5 мм. Подобный размер является оптимальным для оценки свойств оболочки на таких коротких участках твэла. Метод включает в себя проведение двух последовательных операций с одним образцом: сжатие кольца в радиальном направлении (далее – процедура овализации кольца) и последующее растяжение на опорах. Полученные экспериментальные результаты сопровождаются анализом НДС образца с учетом накопленной пластической деформации при его формоизменении во время овализации. С помощью этого подхода идентифицированы параметры кривой упрочнения до больших пластических деформаций необлученных образцов при низкой и высокой температурах испытания [16]. Также методика радиального сжатия была применена в исследовании образцов из центрального участка твэла, облученного до повреждающей дозы более 100 сна [17]. Было показано, что характер разрушения является следствием радиационно-индуцированных изменений микроструктуры, приводящих к сильному снижению пластичности материала оболочки.

Так как комбинированный способ используется в послереакторных исследованиях оболочек твэлов реактора БН-600, то возникает вопрос применимости процедуры овализации

для кольцевых образцов из участков оболочки, облученной до больших значений повреждающей дозы. Для решения данной задачи надо провести оценку погрешности значений меры пластической деформации, рассчитываемой при конечно-элементном моделировании радиального сжатия кольцевого образца плоскими бойками.

Целью работы является верификация значений меры пластической деформации, а также оценка локализации деформации на отдельных участках рабочей части кольцевого образца при его сжатии плоскими бойками в радиальном направлении.

2. Материал и методика

Проводили механические испытания кольцевых образцов из аустенитной стали ЧС68-ИД (06X16Н15М2Г2ТФР) 20 % х. д. в исходном состоянии. Кольца сжимали в радиальном направлении плоскими бойками (осуществляли овализацию образца), записывая при этом диаграммы испытания. Точность записи нагрузки и перемещения составляла 0,5 % и 1 % соответственно. Испытания проводили при комнатной температуре.

После овализации с помощью микрометра с точностью $\pm 0,01$ мм измеряли значения длины его полуосей (рис. 2). Измеренные значения сравнивали с расчетными значениями, полученными при конечно-элементном моделировании деформирования и формоизменения кольца с помощью компьютерной программы [18]. Данная программа позволяет моделировать овализацию кольцевого образца, его растяжение на полуцилиндрических опорах и растяжение образца на полуцилиндрических опорах после овализации.

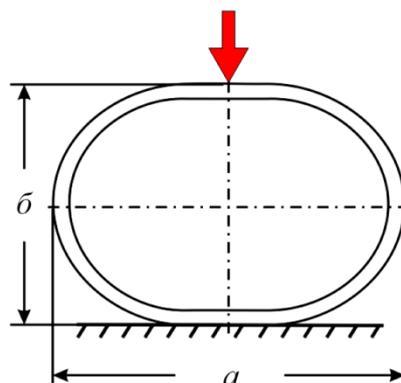


Рис. 2. Схема измерения габаритов кольцевого образца после овализации

В программе использована упругопластическая модель плоского деформированного состояния с малыми упругими и большими пластическими деформациями. При этом материал образца принимается изотропным и изотропно упрочняемым. Для анализа НДС использовали геометрические размеры кольца и квадратную сетку с размером ячеек 60×20 мкм. Такой размер ячеек был сопоставим со средним размером зерна исследуемого материала. Также задавали характеристики упругости материала образца: модуль Юнга и коэффициент Пуассона (табл. 1), диаграмму деформационного упрочнения, аппроксимированную функцией (1), и коэффициент трения образца с плоскими бойками, равный 0,1:

$$\sigma_s = \sigma_T(1 + a_1 \Lambda)^{a_2}, \quad (1)$$

где σ_s – сопротивление деформации, МПа; σ_T – предел текучести, МПа; a_1 и a_2 – коэффициенты аппроксимации.

Для оценки значений пластической деформации в области действия максимальных окружных растягивающих напряжений при данной схеме нагружения наносили метки с помощью лазерного маркера на боковую поверхность образца. Толщина меток была 20 мкм,

точность нанесения – ± 3 мкм. Положение меток было с внутренней стороны стенки кольцевого образца на расстоянии < 1 мкм от его поверхности (рис. 3). Расстояние между метками составляло $l_n = 0,266$ мм. На оптическом микроскопе с точностью 2 мкм осуществляли съемку изображений образца до и после испытания. Полученные изображения оцифровывали в графическом редакторе и проводили измерение расстояний между метками после овализации образца.

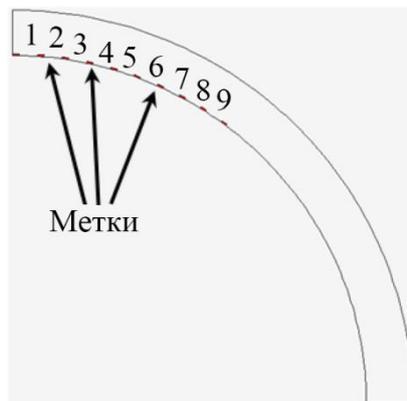


Рис. 3. Схема размещения меток на боковой поверхности кольцевого образца

В качестве меры пластической деформации в окружном направлении поперечного сечения кольцевого образца приняли величину относительного удлинения δ расстояния между метками, нанесенными на боковую поверхность образца,

$$\delta = \frac{l_k - l_n}{l_n} \cdot 100 \%, \quad (2)$$

где l_n и l_k – начальные и конечные значения расстояний между метками, мм.

В конечно-элементной компьютерной модели кольца использовали виртуальные метки, расстояния между которыми равнялись также $l_n = 0,266$ мм, а расстояние меток от внутренней стенки кольца составляло 1 мкм. Относительные значения удлинений δ между виртуальными метками вычисляли также по формуле (2). По этим данным определяли длину рабочего участка с действующими на нем максимальной деформацией и растягивающими напряжениями.

Таблица 1

Параметры кольцевых образцов для анализа напряженно-деформированного состояния

Параметры образца	Необлученный	Облученный
Наружный диаметр, мм	6,90	7,11
Толщина стенки, мм	0,400	0,406
Высота кольца, мм	2,40	2,36
Модуль упругости E , ГПа	200	170
Коэффициент Пуассона μ	0,350	0,307
Предел текучести σ_T , МПа	630	660
Коэффициент a_1	$1,65 \cdot 10^3$	95
Коэффициент a_2	0,05	0,13

Для апробации процедуры овализации использовали кольцевой образец, вырезанный из участка оболочки твэла, облученного в центре активной зоны реактора БН-600.

Материалом оболочки служила аустенитная сталь класса X16H19, повреждающая доза была более 100 сна, расчетная температура облучения – ~500 °С, набухание материала оболочки – ~6 %. По аналогии с необлученным образцом проводили радиальное сжатие этого образца, измерение его габаритов по изображению, полученному на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ), анализ НДС с использованием своих экспериментально установленных физико-механических характеристик материала (см. табл. 1) и оценку δ по формуле (2) с помощью виртуальных меток в конечно-элементной компьютерной модели кольцевого образца. Полученные результаты сравнивали с результатами для необлученного образца.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Верификация значений пластической деформации

По полученным экспериментальным данным, наблюдается повторяемость результатов нагружения кольцевых образцов в радиальном направлении. Это видно по диаграммам испытания, которые накладываются друг на друга и хорошо совпадают с расчетной диаграммой, что говорит о корректности вычислений (рис. 4).

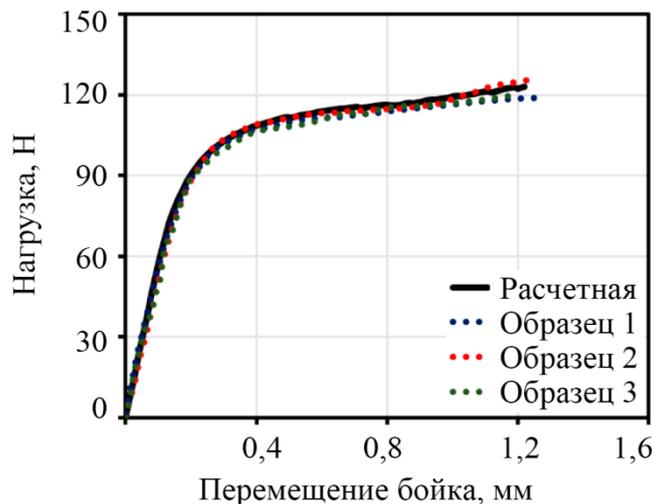


Рис. 4. Диаграммы радиального сжатия кольцевых образцов плоскими бойками

Таблица 2

Экспериментальные и расчетные значения габаритных размеров колец после процедуры овализации

Образец		Габариты, мм	
		<i>a</i>	<i>b</i>
Необлученные	Образец 1	7,90	5,71
	Образец 2	7,94	5,70
	Образец 3	7,91	5,73
	Среднее	7,92	5,71
	Расчетные	7,84	5,69
Облученный	Измеренные по изображению СЭМ	7,61	6,23
	Расчетные	7,64	6,44

Из сопоставления значений прямых измерений габаритов колец после овализации с расчетными следует, что вычисления формоизменения кольцевого образца по компьютерной

программе [18] выполняются корректно. Относительная разница размеров не превышает 1 % (табл. 2).

Конечно-элементный анализ НДС показывает, что пластическая деформация неравномерно распределяется по толщине стенки кольцевого образца. В области действия плоского бойка максимальная степень пластической деформация сдвига Λ наблюдается с внутренней части кольца (рис. 5).

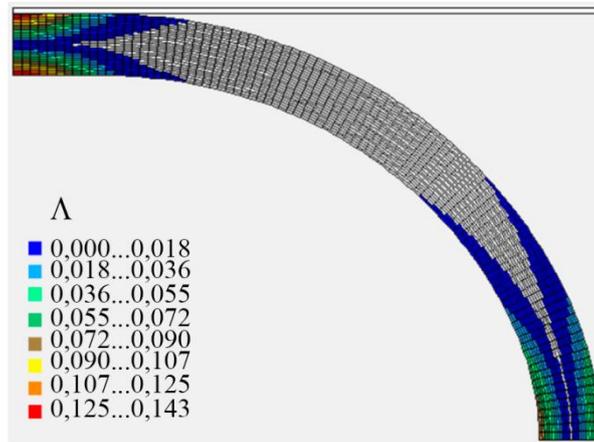


Рис. 5. Распределение значений степени пластической деформации сдвига Λ

По результатам измерения расстояний между виртуальными метками видно, что наибольшее удлинение происходит на участках 1–3 (табл. 3). Из этого можно сделать вывод, что для данной формы образца сумма этих участков будет являться своего рода рабочей базой с начальным значением, равным $l_0 = (0,798 \pm 0,004)$ мм. Участки 4–9 учитывать не будем. Таким образом, разница между экспериментальными и расчетными средними значениями удлинения $\delta_{ср.}$ может быть существенной, и в данном случае она составляет 23 % в относительном эквиваленте. Существенная разница связана с ошибкой измерения расстояний между метками ($\Delta = 15$ мкм), которая накапливается при масштабировании и оцифровке изображения. Отметим, что экспериментальные результаты $\delta_{ср.}$ оказались ниже расчетных, а максимальные растягивающие напряжения вдоль оси X на рассматриваемом участке варьруются в диапазоне $\sigma_{xx} = 955 \dots 1005$ МПа (рис. 6).

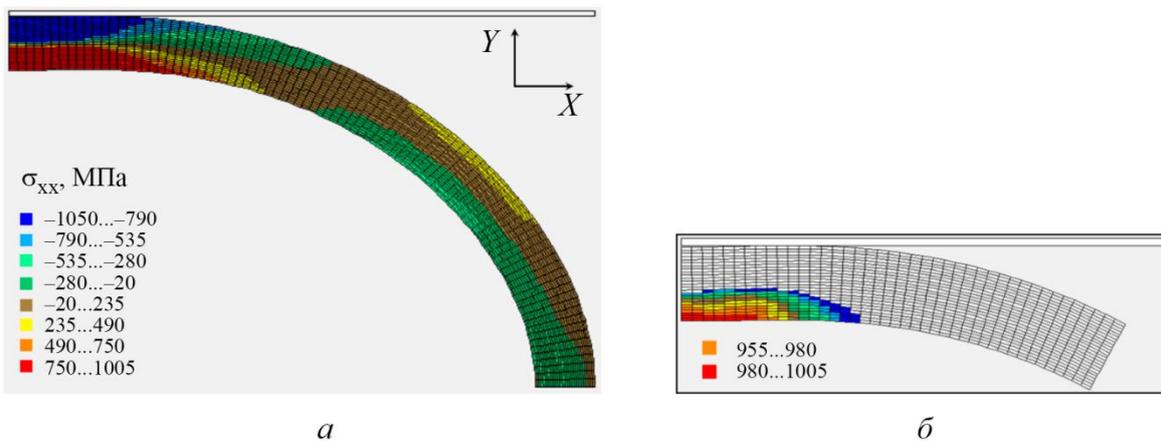


Рис. 6. Распределение рассчитанных напряжений вдоль оси X : распределение σ_{xx} по всему диапазону измерения (а); распределение σ_{xx} в диапазоне измерения 955...1005 МПа (б)

Таблица 3

Результаты измерения расстояний между метками и относительного удлинения

Номер участка между метками	Необлученный образец				Облученный образец	
	Экспериментальные значения		Расчетные значения		Расчетные значения	
	l_k , мм	δ , %	l_k , мм	δ , %	l_k , мм	δ , %
1	0,288	8,1	0,288	8,3	0,279	4,9
2	0,278	4,3	0,282	6,0	0,273	2,6
3	0,270	1,5	0,274	3,0	0,269	1,1
4	0,267	0,2	0,269	1,1	0,267	0,4
5	0,267	0,3	0,267	0,4	0,267	0,4
6	0,266	0,0	0,267	0,4	0,267	0,4
7	0,271	1,7	0,267	0,4	0,267	0,4
8	0,271	1,7	0,266	0,0	0,266	0,0
9	0,271	1,7	0,266	0,0	0,266	0,0
Среднее значение при $l_0 \approx 0,798$ мм	0,835	4,7	0,844	5,8	0,821	2,9

3.2. Результаты испытания облученного образца

При овализации облученного кольцевого образца произошло его разрушение, что хорошо фиксируется на диаграмме испытания в виде характерного падения нагрузки силоизмерительного датчика (рис. 7 а). В данном случае важным моментом является оценка критических значений напряжений и деформации, локализованных возле места разрушения. По результатам фрактографии излома установлено, что разрушение произошло преимущественно по радиационным порам, которые для оболочек из аустенитных сталей являются типичными структурными дефектами, вызванными облучением быстрыми нейтронами (рис. 7 б). Такое разрушение является характерным при испытании кольцевых образцов из облученных в реакторе БН-600 оболочек твэлов, изготовленных из аустенитной стали на хромоникелевой основе [17].

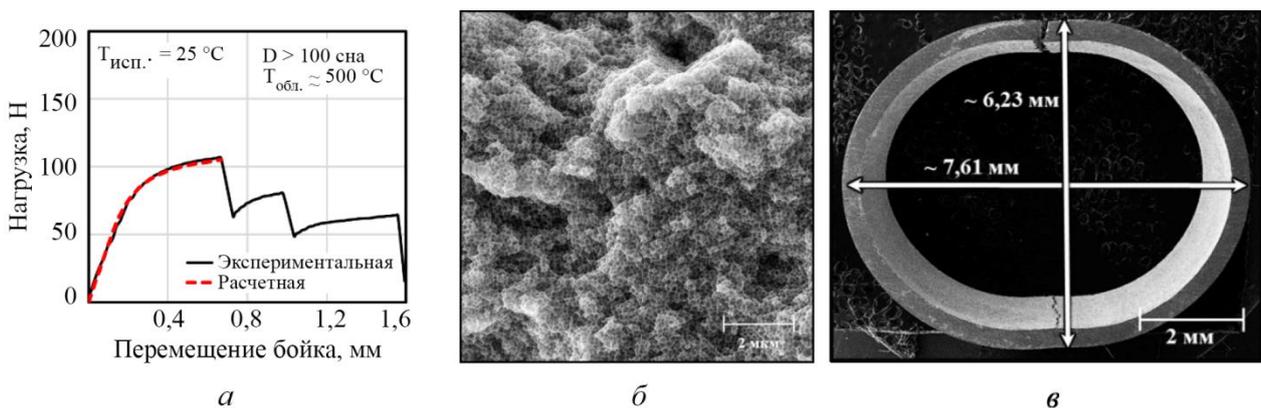


Рис. 7. Результаты процедуры овализации облученного образца: диаграмма радиального сжатия (а); радиационные поры на поверхности разрушения (б); габариты образца (в)

Трещина прошла от внутренней стенки к наружной, ее учитывали при измерении габаритов образца. Максимальная разница между расчетными габаритами и измеренными по изображению СЭМ получена для вертикального габарита b и составляет 3,2 %, а для горизонтального габарита a – меньше 0,5 % (рис. 7 в), что можно считать удовлетворительным, а



проведенный расчет корректным. Анализ НДС, выполненный до момента разрушения при перемещении давящего бойка на величину 0,67 мм, дает следующие результаты: максимальная степень пластической деформации сдвига $\Lambda = 0,096 \pm 0,010$ и диапазон максимальных напряжений $\sigma_{xx} = 910 \dots 1060$ МПа. Расчетное значение удлинения на рабочей базе l_0 облученного образца составило $\delta_{cp} = 2,9 \pm 0,7$ % с учетом относительной разницы, полученной ранее.

4. Заключение

При радиальном сжатии (овализации) плоскими бойками кольцевого образца из оболочки твэла максимальная пластическая деформация в области растягивающих окружных напряжений накапливается на оси симметрии под бойком с внутренней стороны стенки кольца, где растягивающие окружные напряжения максимальны. Результаты механических испытаний, проведенных измерений и конечно-элементного моделирования процесса овализации кольцевого образца демонстрируют удовлетворительную воспроизводимость экспериментальных результатов. Отклонения экспериментальных и рассчитанных при конечно-элементном моделировании значений выбранной в работе меры пластической деформации δ не превышает 10 %.

Показано, что при овализации кольцевого образца, изготовленного из облученной оболочки твэла, произошло его разрушение. Для оценки критических значений механических характеристик использованы результаты анализа напряженно-деформированного состояния, который сопровождал получение экспериментальных результатов.

Необходимо отметить, что представленную методику можно использовать в качестве дополнения к расчетным и экспериментальным результатам, полученным другими способами.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Структура», № 122021000033-2), государственного задания ИМАШ УрО РАН № НИОКТР 124020600042-9 и Программы ГК «Росатом» по повышению предельного выгорания топлива ТВС реакторов на быстрых нейтронах.

Литература

1. Барсанова С. В., Козлов А. В., Шило О. Б. Влияние облучения быстрыми нейтронами на изменение механических свойств аустенитных сталей ЭК–164 и ЧС–68 // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2018. – № 5 (96). – С. 4–12.
2. Garner F. A. Radiation damage in austenitic steels // Comprehensive Nuclear Materials. – 2012. – Vol. 4. – P. 33–95. – DOI: 10.1016/b978-0-08-056033-5.00065-3.
3. Arsène S., Bai J. A new approach to measuring transverse properties of structural tubing by a ring test – experimental investigation // Journal of Testing and Evaluation. – 1998. – Vol. 26 (1). – P. 26–30. – DOI: 10.1520/JTE11966J.
4. Advanced techniques for mechanical testing of irradiated cladding materials / V. Grigoriev, R. Jakobsson, B. Josefsson, D. Schrire // Advanced Post-Irradiation Examination Techniques for Water Reactor Fuel : proceedings of a Technical Committee Meeting, Dimitrovgrad, Russian Federation, 14–18 May, 2001. – IAEA, 2002. – P. 187–193.
5. Modified ring stretch tensile testing of Zr–1Nb cladding / A. B. Cohen, S. Majumdar, W. E. Ruther, M. C. Billone, H. M. Chung, L. A. Neimark // Summary of Paper for 25th Water Reactor Safety Information Meeting, NRC Office of Nuclear Regulatory Research, Bethesda, Maryland, October 20–22, 1997. – Energy Technology Division, Argonne National Laboratory, 1997.
6. Mechanical property testing of irradiated Zircaloy cladding under reactor transient conditions / R. S. Daum, S. Majumdar, H. Tsai, T. S. Bray, D. A. Koss, A. T. Motta, M. C. Billone // Small Specimen Test Techniques. ASTM STP 1418 : Fourth Volume, / ed. by M. A. Sokolov, J. D. Landes, G. E. Lucas. – West Conshohocken : American Society for



Testing and Materials, PA, 2002. – URL : https://www.researchgate.net/publication/255271057_Mechanical_property_testing_of_irradiated_Zircaloy_cladding_under_reactor_transient_conditions

7. The issue of stress state during mechanical tests to assess cladding performance during a reactivity-initiated accident (RIA) / J. Desquines, D. A. Koss, A. T. Motta, B. Cazalis, M. Petit // Journal of Nuclear Materials. – 2011. – Vol. 412. – P. 250–267. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.03.015.

8. Методические особенности испытаний на растяжение кольцевых образцов / М. В. Леонтьева-Смирнова, Б. А. Калинин, Е. М. Морозов, А. В. Костюхина, П. В. Федотов, Р. Н. Такташев // Физика и химия обработки материалов. – 2019. – № 6. – С. 62–71. – DOI: 10.30791/0015-3214-2019-6-62-71.

9. Gurovich B. A., Frolov A. S., Fedotov I. V. Improved evaluation of ring tensile test ductility applied to neutron irradiated 42XNM tubes in the temperature range of (500–1100)°C // Nuclear Engineering and Technology. – 2020. – Vol. 52 (6). – P. 1213–1221. – DOI: 10.1016/j.net.2019.11.019.

10. Определение предела текучести стали ЭК–181 при испытаниях на растяжение кольцевых образцов / М. В. Леонтьева-Смирнова, И. Н. Измалков, И. Р. Валитов, Л. П. Лошманов, А. В. Костюхина, П. В. Федотов, Г. Х. Мурзаханов, А. В. Баскаков // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2016. – Т. 82 (10). – С. 56–61.

11. Karagergi R. P., Evseev M. V., Kozlov A. V. Distribution of plastic deformation along the perimeter of circular specimen of thin-wall fuel-element cladding during its expansion // Materials Physics and Mechanics. – 2021. – Vol. 47 (1). – P. 74–88. – DOI: 10.18149/MPM.4712021_8.

12. Determination of the hoop fracture properties of unirradiated hydrogen-charged nuclear fuel cladding from ring compression tests / M. A. Martin-Rengel, F. J. Gómez Sánchez, J. Ruiz-Hervías, L. Caballero // Journal of Nuclear Materials. – 2013. – Vol. 436 (1–3). – P. 123–129. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.01.311.

13. Herb J., Sievers J., Sonnenburg H. G. A new cladding embrittlement criterion derived from ring compression tests // Nuclear Engineering and Design. – 2014. – Vol. 273. – P. 615–630. – DOI: 10.1016/j.nucengdes.2014.03.047.

14. Desquines J., Guilbert S. Effect of an oxide layer on the result of a ring compression test on a fuel cladding sample after a simulated LOCA transient // Top Fuel, Prague, Czech Republic, 2018, October 1–4, 2018 : proceedings of conference. – URL: https://www.researchgate.net/publication/328496506_EFFECT_OF_AN_OXIDE_LAYER_ON_THE_RESULT_OF_A_RING_COMPRESSION_TEST_ON_A_FUEL_CLADDING_SAMPLE_AFTER_A_SIMULATED_LOCA_TRANSIENT

15. Frolov A. S., Fedotov I. V., Gurovich B. A. Evaluation of the true-strength characteristics for isotropic materials using ring tensile test // Nuclear Engineering and Technology. – 2021. – Vol. 53 (7). – P. 2323–2333. – DOI: 10.1016/j.net.2021.01.033.

16. Construction of a strain-hardening diagram to analyze the state of stress in the fuel-element cladding material / R. P. Karagergi, A. V. Konovalov, M. V. Evseev, A. V. Kozlov // Russian Metallurgy (Metally). – 2023. – Vol. 2023. – P. 1528–1534. – DOI: 10.1134/S0036029523100117.

17. Microstructure of fracture surfaces after radial compression of annular specimens made of cladding austenitic steel exposed to damaging dose above 100 dpa / R. P. Karagergi, A. V. Kozlov, V. Yu. Yarkov, V. I. Pastukhov, S. V. Barsanova, T. A. Churyumova, N. M. Mitrofanova, M. V. Leontyeva-Smirnova // Physics of Metals and Metallography. – 2024. – Vol. 125 (6) – P. 665–672. – DOI: 10.1134/S0031918X2460043X.

18. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2020612158 Рос. Федерация. Программа конечно-элементного моделирования растяжения овального образца на полусферических опорах : № 2020611060 : регистрация 04.02.2020 : опублик. 18.02.2020 / Коновалов А. В., Партин А. С.



Received: 26.08.2024
Revised: 17.10.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.130-137

DETERMINATION OF THE ELASTIC CONSTANTS OF BRICKS ON INDUSTRIAL SAMPLES IN FOUR-POINT BENDING TESTS

A. Yu. Fedorov^a * and E. B. Galkina^b

*Institute of Continuous Media Mechanics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
1 Akademika Koroleva St., Perm, 614013, Russia*

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0001-8239-3386>  fedorov@icmm.ru;
^{b)}  <https://orcid.org/0000-0001-6413-7872>  galkina.e@icmm.ru

*Corresponding author. Email: fedorov@icmm.ru
Address for correspondence: ul. Akad. Koroleva, 1, Perm, 614013, Russia
Tel.: +7 (342) 237-8330; fax: +7 (342) 237-8487

The paper considers a variant of determining the mechanical characteristics, namely elastic moduli and Poisson's ratios, of building bricks in four-point bending tests of industrial samples and measurement of strains by fiber-optic sensors. An example of determining the elastic constants of one of the brick grades in tension and compression is given, with analyzing the maximum errors in the determination of the elastic moduli and Poisson's ratios, which may occur in the method under consideration.

Keywords: modulus of elasticity, Poisson's ratio, four-point bending, building materials, fiber-optic strain sensors

Acknowledgment

The study was made in the framework of the government task, registration number of the theme 124020700047-3.

References

1. GOST P 57349–2016/EN 772-1:2011. (In Russian).
2. GOST 8462–85. (In Russian).
3. Segura, J., Pelà, L., and Roca, P. Monotonic and cyclic testing of clay brick and lime mortar masonry in compression. *Construction and Building Materials*, 2018, 193, 453–466. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2018.10.198.
4. Chatterjee, P., Ghosh, A., and Bhanja, S. Compressive stress–strain behavior of masonry prisms made of low elastic modulus burnt clay bricks. *Journal of Building Engineering*, 2023, 78, 107561. DOI: 10.1016/j.jobbe.2023.107561.
5. Cabané, A., Pelà, L., and Roca, P. Effect of cross section aspect ratio and bearing surfaces treatment on the compressive strength of solid fired clay brick specimens. *Construction and Building Materials*, 2023, 383, 131397. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2023.131397.
6. EN 1015–11:2019. European Committee for Standardization, Brussels, Belgium, 2019.
7. Grazzini, R., Misseri, G., and Rovero, L. A bi-modulus material model for bending test on NHL3.5 lime mortar. *Materials*, 2023, 16 (2), 486. DOI: 10.3390/ma16020486.
8. Chang, C.-W., Hsu, F.-L., Chang, F.-C., and Huang, Y.-S. Measuring elastic constants of wood through static bending using a strain gauge. *European Journal of Wood and Wood Products*, 2022, 80 (3), 611–620. DOI: 10.1007/s00107-021-01771-6.



9. Matveenکو, V., Serovaev, G., Fedorov, A., Galkina, E., and Zaitsev, A. Determination of elastic moduli and Poisson's ratios of bi-modulus materials based on the results of four-point bending test. *Materials and Structures*, 2024, 57 (4), 96. DOI: 10.1617/s11527-024-02373-3.



Подана в журнал: 26.08.2024

УДК 539.3

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.130-137

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УПРУГИХ ПОСТОЯННЫХ ДЛЯ КИРПИЧЕЙ НА ПРОМЫШЛЕННЫХ ОБРАЗЦАХ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ЧЕТЫРЕХТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ

А. Ю. Федоров^{а, *}, Е. Б. Галкина^б

*Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013, Россия*

^{а)} <https://orcid.org/0000-0001-8239-3386> fedorov@icmm.ru;

^{б)} <https://orcid.org/0000-0001-6413-7872> galkina.e@icmm.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: fedorov@icmm.ru

Адрес для переписки: ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013, Россия

Тел., +7 (342) 237-83-30; факс: +7 (342) 237-84-87

В работе рассмотрен вариант определения механических характеристик – модулей упругости и коэффициентов Пуассона – строительных кирпичей при испытаниях промышленных образцов на четырехточечный изгиб и измерении деформаций волоконно-оптическими датчиками. Приводится пример определения упругих постоянных одной из марок кирпича при растяжении и сжатии с анализом максимальных погрешностей определения модулей упругости и коэффициентов Пуассона, которые могут иметь место в рассматриваемом методе.

Ключевые слова: модуль упругости, коэффициент Пуассона, четырехточечный изгиб, строительные материалы, оптоволоконные датчики деформации

1. Введение

Кирпич является одним из наиболее распространенных элементов строительных конструкций. Упругие постоянные кирпичей необходимы для численного моделирования и различных инженерных оценок конструкций на основе кирпичной кладки. В подавляющем большинстве исследований для кирпичей приводятся результаты, связанные с их поведением при сжатии. Реализация этой задачи проводится на основе стандартов и рекомендаций, оформленных в различных странах, в том числе в Российской Федерации [1, 2]. Примером исследовательских работ, посвященных различным аспектам, связанным с испытаниями кирпича на сжатие, являются статьи [3–5]. Несмотря на то, что механические характеристики при сжатии, по-видимому, являются основными параметрами, учитываемыми в нормах проектирования сооружений на основе кирпичей, для получения при моделировании инженерных объектов более достоверной картины о напряженно-деформированном состоянии также необходима информация о свойствах строительных кирпичей при растяжении.

Определение механических и прочностных характеристик при растяжении для многих материалов, в том числе строительных кирпичей, является более сложной задачей, чем определение свойств при сжатии, так как возникают трудности, связанные с изготовлением и испытанием образцов при одноосном растяжении. Для реализации в образцах растяжения альтернативой одноосному растяжению является трехточечный изгиб [6]. При испытаниях на трехточечный изгиб наличие сосредоточенной нагрузки от нагружающей опоры вызывает определенные проблемы, связанные с вычислением модулей упругости на основе соотношений, полученных по классической теории балки. Вместе с тем простота реализации трехточечного изгиба способствовала его широкому применению [7]. При четырехточечном изгибе

этот недостаток проявляется менее ярко [8], но при этом должны быть достаточно большие размеры образцов, при которых распределение деформации будет соответствовать балочным теориям.

Если наряду с оценкой модулей упругости кирпича при сжатии имеются отдельные работы, в которых приводятся результаты определения модулей упругости при растяжении, то практически отсутствуют результаты исследований, связанных с определением второй упругой постоянной – коэффициента Пуассона. В настоящей работе приводятся результаты определения для кирпичей модулей упругости и коэффициентов Пуассона при сжатии и растяжении на основе использования и развития методики определения упругих постоянных разномодульных материалов, представленной в работе [9], с использованием результатов моделирования, которые обосновывают использование промышленных образцов кирпича в качестве образцов для определения упругих постоянных.

2. Экспериментальная методика определения упругих постоянных для кирпичей при растяжении и сжатии

Для определения модулей упругости и коэффициентов Пуассона кирпичей при сжатии и растяжении предлагается вариант четырехточечного изгиба образца (рис. 1) с измерением продольных и поперечных деформаций в зоне растяжения и сжатия волоконно-оптическими датчиками деформаций [9].

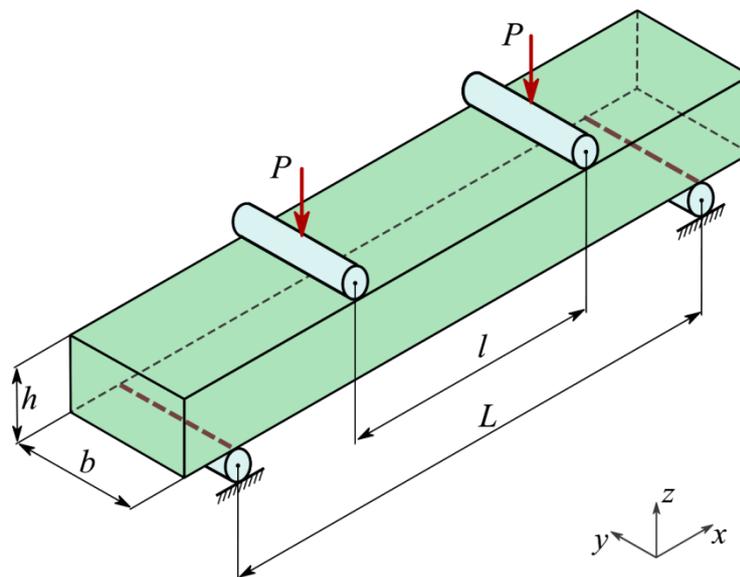


Рис. 1. Схема эксперимента на четырехточечный изгиб

Схема четырехточечного изгиба обеспечивает в одном эксперименте получение зон однородного растяжения и сжатия, а измерение в этих зонах продольной и поперечной деформаций дает возможность определения коэффициентов Пуассона в зоне растяжения $\nu^+ = -\varepsilon_y^+ / \varepsilon_x^+$ и зоне сжатия $\nu^- = -\varepsilon_y^- / \varepsilon_x^-$. Для вычисления модулей упругости при растяжении E^+ и сжатии E^- на основе результатов измерения деформаций ε_x^+ и ε_x^- используются следующие допущения: напряженно-деформированное состояние в зоне измерения деформаций соответствует одноосному напряженно-деформированному состоянию; распределение продольных деформаций по толщине образца в зоне их измерения соответствует гипотезам Бернулли – Эйлера. Проверку выполнения этих условий при заданных размерах L, l, b, h предлагается проводить на основе численного моделирования схемы четырехточечного



изгиба в рамках трехмерной модели теории упругости. Для численного моделирования используется метод конечных элементов, реализованный в программе Ansys.

Выполнение условия одноосного напряженного состояния может быть оценено на основе анализа в зоне измерения деформаций соотношений $-\varepsilon_z / \varepsilon_x = \nu$, $-\varepsilon_y / \varepsilon_x = \nu$, где ε_x , ε_y , ε_z – значения деформаций, полученные в рамках трехмерной модели четырехточечного изгиба при коэффициенте Пуассона ν . Выполнение гипотез Бернулли – Эйлера может быть оценено по отклонению деформаций ε_x от линейной зависимости по толщине образца. Зона измерения деформаций $-a \leq x \leq a$, $a \leq y \leq a$ определяется линейным размером волоконно-оптического датчика деформаций.

При выполнении гипотез Бернулли – Эйлера, описывающих чистый изгиб, и различных свойствах материала при растяжении и сжатии модули упругости могут быть вычислены на основе значений деформаций, измеренных в зонах растяжения (+) и сжатия (–), по следующим формулам [9]:

$$E^+ = \frac{3M (\varepsilon_x^+ - \varepsilon_x^-)}{bh^2 (\varepsilon_x^+)^2}; \quad E^- = \frac{3M (\varepsilon_x^+ - \varepsilon_x^-)}{bh^2 (\varepsilon_x^-)^2}. \quad (1)$$

Здесь E^+ , E^- – модули упругости при растяжении и сжатии; M – изгибающий момент; h – толщина образца; b – ширина образца; ε_x^+ , ε_y^+ – деформации в зоне растяжения; ε_x^- , ε_y^- – деформации в зоне сжатия.

При наличии информации о погрешности измерения деформации волоконно-оптическими датчиками δ для рассматриваемой методики может быть дана оценка максимальной погрешности определения коэффициентов Пуассона и модулей упругости [9]:

$$\alpha_\nu = \left| \frac{(\varepsilon_x^+ - \varepsilon_y^+) \delta}{(\varepsilon_x^+ - \delta) \varepsilon_y^+} \right|; \quad \alpha_E = \left| 1 - \frac{\varepsilon^2}{(\varepsilon - \delta)^2} \right|. \quad (2)$$

Здесь: $\varepsilon = \max \{ |\varepsilon^+|, |\varepsilon^-| \}$.

Погрешность определения коэффициентов Пуассона в зоне сжатия имеет вид, аналогичный соотношениям (2).

3. Результаты определения модулей упругости и коэффициентов Пуассона различных кирпичей

Принцип работы волоконно-оптического датчика на брэгговской решетке основан на измерении резонансной длины волны, отраженной части широкополосного оптического спектра, который запускается интеррогатором по оптическому волокну (рис. 2).

В рамках рассматриваемой методики были выполнены эксперименты по определению упругих постоянных силикатного кирпича с размерами $250 \times 120 \times 65$ мм.

С учетом соответствия формы кирпича схеме четырехточечного изгиба представляет интерес непосредственное использование промышленных образцов кирпича в экспериментах по определению упругих постоянных.

Для силикатного кирпича будут следующие размеры, определяющие схему четырехточечного изгиба: $L = 210$ мм; $b = 120$ мм; $h = 65$ мм.

Численное моделирование на основе метода конечных элементов было выполнено при одинаковых свойствах материала при растяжении и сжатии и различных значениях коэффициента Пуассона $0,1 \leq \nu \leq 0,4$. Результаты численного моделирования показали, что для

кирпича в зоне, определяемой размером $a = 10$ мм, отличие коэффициентов Пуассона, вычисленных на основе полученных значений деформаций по формулам $\nu^+ = -\varepsilon_y^+ / \varepsilon_x^+$ и $\nu^- = -\varepsilon_y^- / \varepsilon_x^-$, от коэффициента Пуассона, при котором решалась трехмерная задача для $\nu = 0,1$, составляет не более 1 %, для $\nu = 0,2$ – не более 3,6 %, для $\nu = 0,3$ – не более 8,2 %, для $\nu = 0,4$ – не более 15 %. Отклонение деформаций ε_x от линейной зависимости по толщине образца, которая получена при расчете с использованием гипотез Бернулли – Эйлера, составляет не более 0,1 % для всех рассмотренных значений коэффициента Пуассона. Полученные оценки дают основание для использования промышленных образцов кирпичей в рассматриваемом варианте определения упругих постоянных.



Рис. 2. Фотография испытания образца в виде прямоугольной балки на четырехточечный изгиб

Для определения деформаций использовались волоконно-оптические датчики на брэгговской решетке, имеющей линейный размер 5 мм. Погрешность измерения деформаций используемых датчиков, связанная с измерительным шумом, составляет $\sim 2 \cdot 10^{-6}$. На рис. 2 приведена фотография эксперимента по определению упругих постоянных при испытании на четырехточечный изгиб, который обеспечивается заданием усилия универсальной испытательной машиной МИМ.2-20. Расположение опор при четырехточечном изгибе, соответственно, $l = L/2$.

В таблице для силикатного кирпича приведены результаты измерения деформаций при соответствующих нагрузках и вычисленные на их основе по соотношениям (1) значения модулей упругости и коэффициентов Пуассона в зонах растяжения и сжатия.

Максимальные погрешности определения механических характеристик, вычисленные по соотношениям (2), при точности измерения деформаций используемыми датчиками при максимальных уровнях деформаций, реализованных в эксперименте, составляют 4,9 % для модулей упругости и 19 % для коэффициентов Пуассона. Следует отметить, что при реали-



зованных уровнях нагружения диаграмма σ - ε соответствует упругому поведению материала, и при снятии нагрузок материал возвращается в исходное состояние.

Таблица

Силикатный кирпич

$P, \text{ Н}$	$\varepsilon_x^+; \varepsilon_x^-$	$\varepsilon_y^+; \varepsilon_y^-$	$E^+, \text{ ГПа}$	$E^-, \text{ ГПа}$	ν^+	ν^-
2500	59,4; -58,2	-8,6; 9,0	16,0	16,7	0,145	0,154
3000	72,4; -69,4	-10,5; 11,8	15,6	17,0	0,145	0,170
3500	84,1; -81,1	-12,4; 12,8	15,7	16,9	0,148	0,158

4. Заключение

Рассмотрена схема эксперимента по определению модулей упругости и коэффициентов Пуассона строительных кирпичей на основе результатов измерения деформаций прямоугольных образцов при четырехточечном изгибе. Для измерения деформаций используются волоконно-оптические датчики на брэгговских решетках. В качестве примера получены значения модулей упругости и коэффициентов Пуассона силикатного кирпича. Для силикатного кирпича отличия модулей упругости при растяжении и сжатии составляют $\sim 7\%$. Ориентируясь на оценки максимальных погрешностей, приведенных в конце раздела 2, можно отметить незначительную разномодульность у силикатного кирпича.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания, регистрационный номер темы 124020700047-3.

Литература

- ГОСТ Р 57349–2016/EN 772-1:2011. Кирпич и блоки. Метод определения прочности на сжатие. – М. : Стандартиформ, 2017. – 12 с.
- ГОСТ 8462–85. Материалы стеновые методы определения пределов прочности при сжатии и изгибе. – М. : Изд-во стандартов, 2001. – 7 с.
- Segura J., Pelà L., Roca P. Monotonic and cyclic testing of clay brick and lime mortar masonry in compression // Construction and Building Materials. – 2018. – Vol. 193. – P. 453–466. – DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2018.10.198.
- Chatterjee P., Ghosh A., Bhanja S. Compressive stress–strain behavior of masonry prisms made of low elastic modulus burnt clay bricks // Journal of Building Engineering. – 2023. – Vol. 78. – P. 107561. – DOI: 10.1016/j.jobbe.2023.107561.
- Cabané A., Pelà L., Roca P. Effect of cross section aspect ratio and bearing surfaces treatment on the compressive strength of solid fired clay brick specimens // Construction and Building Materials. – 2023. – Vol. 383. – P. 131397. – DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2023.131397.
- EN 1015–11:2019. Methods of test for mortar for masonry. Part 11 : Determination of flexural and compressive strength of hardened mortar. – European Committee for Standardization, Brussels, Belgium, 2019.
- Grazzini, R., Misseri, G., and Rovero L. A bi-modulus material model for bending test on NHL3.5 lime mortar // Materials. – 2023. – Vol. 16, No. 2. – P. 486. – DOI: 10.3390/ma16020486.



8. Measuring elastic constants of wood through static bending using a strain gauge / C.-W. Chang, F.-L. Hsu, F.-C. Chang, Y.-S. Huang // *European Journal of Wood and Wood Products*. – 2022. – Vol. 80 (3). – P. 611–620. – DOI: 10.1007/s00107-021-01771-6.
9. Determination of elastic moduli and Poisson's ratios of bi-modulus materials based on the results of four-point bending test / V. Matveenko, G. Serovaev, A. Fedorov, E. Galkina, A. Zaitsev // *Materials and Structures*. – 2024. – Vol. 57 (4). – Art. No. 96. – DOI: 10.1617/s11527-024-02373-3.



Received: 15.07.2024

Revised: 10.10.2024

Accepted: 25.10.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.138-158

THE EFFECT OF THE METHOD FOR PRODUCING CHROMIUM-NICKEL STAINLESS STEEL POWDERS ON THE STRAIN STATE AND PROPERTIES OF THE OUTER CAGE OF A SPHERICAL HINGE JOINT

B. G. Gasanov^{a, *}, N. A. Konko^b, and S. S. Baev^c

*M. I. Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI),
132 Prosveshcheniya St., Novocherkassk, Rostov Reg., 346428, Russia*

- a)  <https://orcid.org/0000-0001-7610-4541>  gasanov.bg@gmail.com;
b)  <https://orcid.org/0009-0003-8098-2226>  konko2013@mail.ru;
c)  <https://orcid.org/0009-0006-5527-6620>  baev93@mail.ru

*Corresponding author. Email: gasanov.bg@gmail.com

Address for correspondence: ul. Prosveshcheniya, 132, Novocherkassk, Rostov Obl., 346428, Russia
Tel.: +7 (928) 227-0716

The paper substantiates the relevance of studying powder metallurgy methods and efficiency of applying them to the production of spherical bearings of highly loaded spherical hinge joints. It proves that the force and work of deformation, as well as the kinetics of forming of the outer cage of a spherical hinge joint made of sintered corrosion-resistant chromium-nickel steels, are influenced by the chemical composition of powders and lubricants, the protective environment and the method of sintering, the microstructure and mechanical properties of the workpiece material. It is shown that the plastic properties of ring specimens under testing depend on the perfection of interparticle contacts, the presence and distribution of chromium oxides, forming schemes and workpiece porosity. The influence of the method for the production of stainless chromium-nickel powders on the density and mechanical properties of the sintered blanks is studied. A method is proposed for evaluating the strain state during radial deformation of ring specimens made of these steel powders and estimating the maximum allowable values of strain intensity below which no cracks are formed during cold forming of porous blanks. It is revealed that, to calculate the stress state and, accordingly, strain resistance in the cold forming of the outer cages of spherical hinge joints, made of sintered corrosion-resistant steels, it is possible to use the known constitutive equations if strain intensity does not exceed the experimentally obtained limit values. The feasibility of implementing the proposed method and selecting the process parameters of cold forming of spherical hinge parts made of chromium-nickel austenitic steels is substantiated.

Keywords: powder billet, stainless steel powders, relative density, strain state, modeling, mechanical properties

Acknowledgment

The access to the QForm cloud license was provided by the Chair of Plastic Forming Technologies (Bauman MGTU) and the KvantorForm LLC.

References

1. Dorofeev, Yu.G., Gasanov, B.G., Dorofeev, V.Yu., Mishchenko, V.N., and Miroshnikov, V.I. *Promyshlennaya tekhnologiya goryachego pressovaniya poroshkovykh izdelii* [Industrial

- Technology of Hot Compaction of Powder Articles]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1990, 206 p. (In Russian).
2. Kuhn, H.A. and Downey, C.L. Material behavior in powder preform forging. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1973, 95 (1), 41–46. DOI: 10.1115/1.3443104.
 3. Gorokhov, V.M., Doroshkevich, E.A., Efimov, A.M., and Zvonarev, E.V. *Obyemnaya shtampovka poroshkovykh materialov* [Bulk Forming of Powder Materials]. Navuka i Tekhnika Publ., Minsk, 1993, 272 p. (In Russian). ISBN 5–343–00895–X.
 4. Vorontsov, A.L. Account for the nonuniformity of the mechanical properties and the deformation rate in the calculations of the pressure working processes. *Russian Engineering Research*, 2003, 23 (6), 62–69.
 5. Skorokhod, G.E., Burnaev, N.I., Kortsenshtein, N.E., Burov, A.M., Serdyuk, G.G., and Stepichev, A.V. Technological special features of manufacture of components of complicated configuration from metallic powders by hot stamping. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1988, 27, 204–207. DOI: 10.1007/BF00802592.
 6. Oyane, M., Shima, S., and Tabata, T. Consideration of basic equations, and their application, in the forming of metal powders and porous metals. *Journal of Mechanical Working Technology*, 1978, 1 (4), 325–341. DOI: 10.1016/0378-3804(78)90036-0.
 7. Green, R.J. A plasticity theory for porous solids. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1972, 14 (4), 215–224. DOI: 10.1016/0020-7403(72)90063-x.
 8. Oyane, M., Shima, S., and Kono, Y. Theory of plasticity porous metals. *Bulletin of JSME*, 1973, 16 (99), 1254–1262. DOI: 10.1299/jsme1958.16.1254.
 9. Baglyuk, G.A., Yurchuk, V.A., and Kovalenko, S.S. Application of variational methods for calculation of pressure treatment processes of sintered workpieces. In: *Fizika i tekhnika vysokikh davleniy* [Physics and High-Pressure Technology: Collection of Scientific Papers]. Naukova Dumka Publ., Kiev, 1987, 24, pp. 57–61. (In Russian).
 10. Shima, S. and Oyane, M. Plasticity theory for porous metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1976, 18 (6), 285–291. DOI: 10.1016/0020-7403(76)90030-8.
 11. Kuhn, H.A. and Downey, C.L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials. *International Journal of Powder Metallurgy*, 1971, 7 (1), 15–25.
 12. Rozenberg, O.A., Mikhailov, O.V., and Shtern, M.B. Strain hardening of porous bushings by multiple mandreling: numerical simulation. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2012, 51, 379–384. DOI: 10.1007/s11106-012-9445-y.
 13. Kondo, H. and Hegedus, M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2020, 26 (4), 141–143. DOI: 10.36547/ams.26.4.763.
 14. Laptev, A.M. Construction of deformation theory of plasticity of porous materials. *Izvestiya VUZov. Seriya Mashinostroenie*, 1980, 4, 153–156. (In Russian).
 15. Kovalchenko, M.S. Strain hardening of a powder body in pressing. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2009, 48, 133–144. DOI: 10.1007/s11106-009-9118-7.
 16. Sobotka, Z. The plastic flow orthotropic materials with different mechanical properties in tension and compression. *Acta Technica CSAV*, 1971, 6, 772–776.
 17. Laptev, A.M. Plasticity criteria for porous metals. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1982, 21, 522–526. DOI: 10.1007/BF00802566.
 18. Xin, X.J., Jayaraman, P., Daehn, G.S., and Wagoner, R.H. Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2003, 45 (4), 707–723. DOI: 10.1016/S0020–7403(03)00107–3.
 19. Vlasov, A.V., Stebunov, S.A., Evsyukov, S.A., Biba, N.V., and Shitikov, A.A. *Konechno-elementnoe modelirovanie tekhnologicheskikh protsessov kovki i obyemnoi shtampovki: uchebnoe posobie* [Finite-Element Modeling of Technological Processes of Forging and Volume Metal Forming, ed. A.V. Vlasov: Textbook]. MGTU im. N.E. Bauman Publ., Moscow, 2019, 383 p. ISBN 978–5–7038–5101–2.



20. Konko, N.A. RF Software Registration Certificate No. 2024612263, 2024.
21. Gromov, N.P. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of Metal Forming by Pressure]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1978, 360 p. (In Russian).
22. Storozhev, M.V. and Popov, E.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of Metal Forming by Pressure]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1977, 423 p. (In Russian).
23. Martynova, I.F. and Shtern, M.B. A plasticity equation for porous solids allowing for true strains in the base material. *Poroshkovaya Metallurgiya*, 1978, 1, 23–29. (In Russian).
24. Smyslov, A.Yu. Theory of plasticity of porous media. *Izvestiya Vuzov. Mashinostroenie*, 1980, 4, 107–110. (In Russian).



Подана в журнал: 15.07.2024
УДК 621.762: 621.7 016.2
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.138-158

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ НА ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ВНЕШНЕЙ ОБОЙМЫ СФЕРИЧЕСКОГО ШАРНИРНОГО УЗЛА

Б. Г. Гасанов^{а, *}, Н. А. Конько^б, С. С. Баев^в

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М. И. Платова»,
ул. Просвещения, 132, г. Новочеркасск, Ростовская обл., 346428, Россия*

- ^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-7610-4541>  gasanov.bg@gmail.com;
^{б)}  <https://orcid.org/0009-0003-8098-2226>  konko2013@mail.ru;
^{в)}  <https://orcid.org/0009-0006-5527-6620>  baiev93@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: gasanov.bg@gmail.com
Адрес для переписки: ул. Просвещения, 132, г. Новочеркасск, Ростовская обл., 346428, Россия
Тел.: +7 (928) 227-07-16

Обоснована актуальность исследований и эффективность применения методов порошковой металлургии при производстве сферических подшипников высоконагруженных шарнирных узлов. Выявлено, что на усилие и работу деформации, а также на кинетику формования наружной обоймы сферического шарнирного узла из спеченных коррозионностойких хромоникелевых сталей влияет химический состав порошков и смазочных материалов, защитная среда и способ спекания прессовок, микроструктура и механические свойства материала заготовки. Показано, что пластические свойства при испытании кольцевых образцов зависят от совершенства межчастичных контактов, наличия и распределения оксидов хрома, схем формования и пористости заготовок. Исследовано влияние способа получения нержавеющей хромоникелевых порошков на плотность и механические свойства спеченных заготовок. Предложен метод определения деформированного состояния при радиальной деформации кольцевых образцов из указанных порошков сталей и оценки предельно допустимых значений интенсивности деформаций, ниже которых не образуются трещины при холодной штамповке пористых заготовок. Выявлено, что для расчета напряженного состояния и, соответственно, сопротивления деформации при холодной штамповке наружных обойм сферических шарниров из спеченных коррозионностойких сталей можно использовать известные определяющие уравнения, если интенсивность деформации не превышает предельных значений, полученных экспериментально. Обоснована целесообразность реализации предложенного метода и выбора технологических параметров процесса холодной штамповки деталей сферического шарнирного узла из хромоникелевых сталей аустенитного класса.

Ключевые слова: порошковая заготовка, порошки нержавеющей сталей, относительная плотность, деформированное состояние, моделирование, механические свойства

1. Введение

Сферические шарнирные узлы применяются в подвесках транспортных средств, которые испытывают ударные нагрузки и должны отличаться не только низким износом и низким коэффициентом трения, но и высокой коррозионной стойкостью. В зависимости от условий эксплуатации и технологических свойств материалов, применяют различные варианты производства деталей шарнирных узлов методами порошковой металлургии [1–3]. При производстве деталей сложной конфигурации применяют спеченные заготовки простой



формы, и требуется применение механической обработки. В зависимости от сложности изделий, отходы в виде стружки и затраты на дополнительную обработку снижают преимущества порошковой металлургии. В связи с этим основным методом формования деталей сферической формы является холодная или горячая штамповка спеченных заготовок в закрытых штампах [4–9]. Чтобы снизить материальные и энергетические затраты и обеспечить требуемый эксплуатационный ресурс сферического шарнирного узла, необходимо оптимизировать конструкцию порошковой заготовки с учетом технологических свойств материала, геометрических параметров и конфигурации изделий. Технологические возможности порошковой металлургии могут быть реализованы при наличии научных, конструкторских и технологических наработок, использование которых обеспечит требуемое качество и свойства трибо-технических материалов, распределение плотности по объему, стойкость и стоимость инструментальной оснастки [10–13].

Одним из способов решения технологических задач при холодной штамповке порошковых заготовок является определение критических значений деформаций на разных участках формовки, при которых зарождаются и развиваются трещины [13–17]. Для определения деформированного состояния изделий используют различные схемы, имитационные модели и программы [18, 19].

Целью работы является исследование влияния способов производства порошков хромоникелевых коррозионностойких сталей на технологические и механические свойства заготовок и механизм формирования структуры и свойств материала деталей сферических шарнирных узлов.

2. Материал и методика

Для проведения исследований были выбраны порошки коррозионностойких сталей ВП 304.200.30 фирмы «Северсталь» (Россия) и 12X18H10T отечественного производства, а для сравнения технологических характеристик использовали порошок 304L-AW-100 фирмы «Höganäs» (Швеция), а также порошки компонентов и лигатур, используемых при получении высоколегированных сталей и сплавов (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав использованных порошков

Материал	Химический состав, %											
	Si	Cu	Mn	Ni	Ti	P	Cr	S	C	V	W	Fe
12X18H10T	0,8	0,3	2,0	10,0	0,7	0,035	18,0	0,020	0,12	2,0	0,2	Ост.
304L-AW-100	0,87	–	0,2	10,63	–	0,017	18,18	0,01	0,03	–	–	Ост.
ВП 304.200.30	0,61	–	0,10	11,6	–	0,010	18,4	0,0025	0,068	–	–	Ост.
ПХ18Н4ДЗ	2,0	3,0	–	4,0	–	0,03	18,0	0,05	2,0	–	–	Ост.

Кольцевые образцы (25,08 × 19,5 × 15 мм) получали статическим холодным прессованием (СХП) на гидравлическом прессе НРМ-60L с номинальным усилием 600 кН (60 т) в цилиндрической пресс-форме с плавающей матрицей (рис. 1 а). Шихту прессовали под давлением от 200 до 800 МПа, смазку в процессе СХП для порошка 304L-AW-100 не применяли, так как с завода имеется пластификатор в виде воска. При прессовании кольцевых втулок для холодной штамповки колец наружной обоймы сферического подшипника скольжения в порошки ВП304.200.30 и 12X18H10T в качестве смазки добавляли стеарат цинка Zn 55.

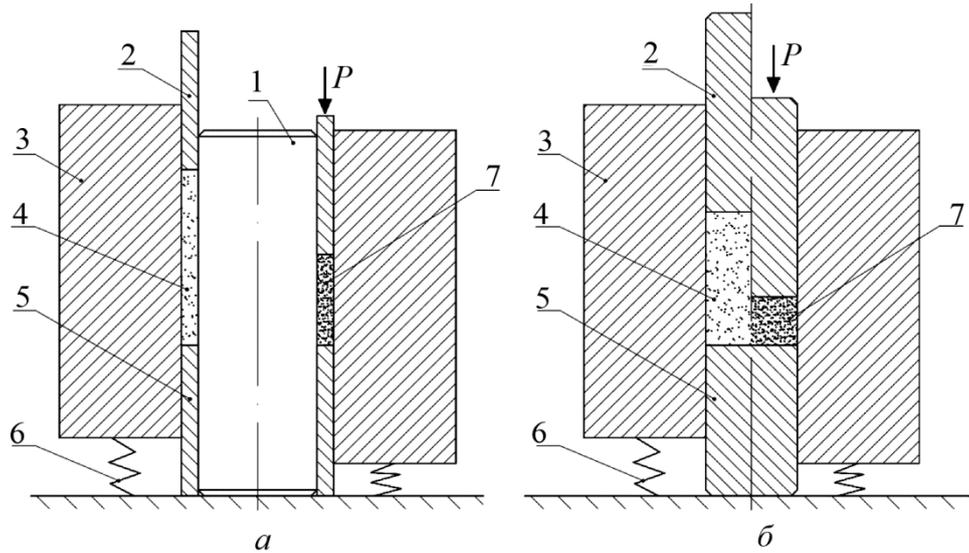
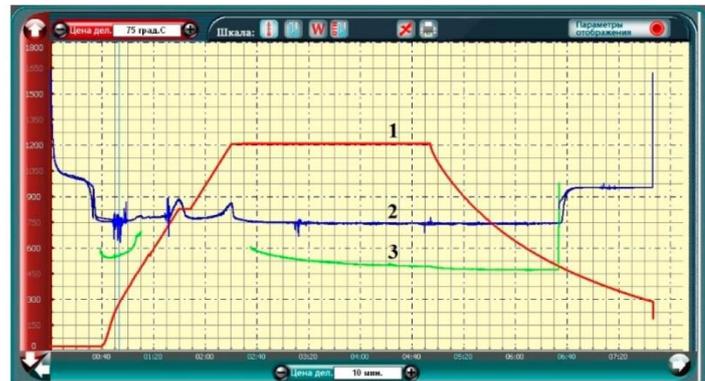


Рис. 1. Схема пресс-формы для двустороннего прессования кольцевых (а) и цилиндрических (б) заготовок: 1 – стержень; 2, 5 – верхний и нижний пуансоны; 3 – плавающая матрица; 4 – порошковая засыпка; 6 – упругий элемент; 7 – порошковая прессовка

Для изучения механических и технологических свойств пористых материалов были изготовлены кольцевые, цилиндрические (рис. 1) и призматические образцы (ГОСТ 18227-98). Все прессовки из порошков коррозионностойких сталей спекали при температуре 1200 °С в течение 3 ч в вакууме 10^{-3} Па в электропечи ВСл-16-22-У (рис. 2 а) производства предприятия «ВакЭТО» (Россия) и в диссоциированном аммиаке с засыпкой SiO_2 и $\text{SiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$. Контроль давления в электрической печи осуществлялся за счет вакуумметров термопарного типа Instutech, расположенных в вакуумной камере и под тарелкой затвора диффузионного насоса. Режим спекания представлен на рис. 2 б.



а



б

Рис. 2. Вакуумная электропечь ВСл-16-22-У (а) и график температуры по управляющей термопаре (б): 1 – температура спекания; 2 – давление по термопарным датчикам (до 8×10^{-4} мм рт. ст.); 3 – ионизационный датчик (давление в Па)

Кольцевые образцы испытывали на радиальное сжатие по методике, описанной в ГОСТ 26529-85. Сущность метода заключается в определении предела прочности материала образца на радиальное сжатие в условиях сложного напряженного состояния путем выявления максимальной нагрузки, предшествовавшей моменту разрушения образца или появления в нем трещины.

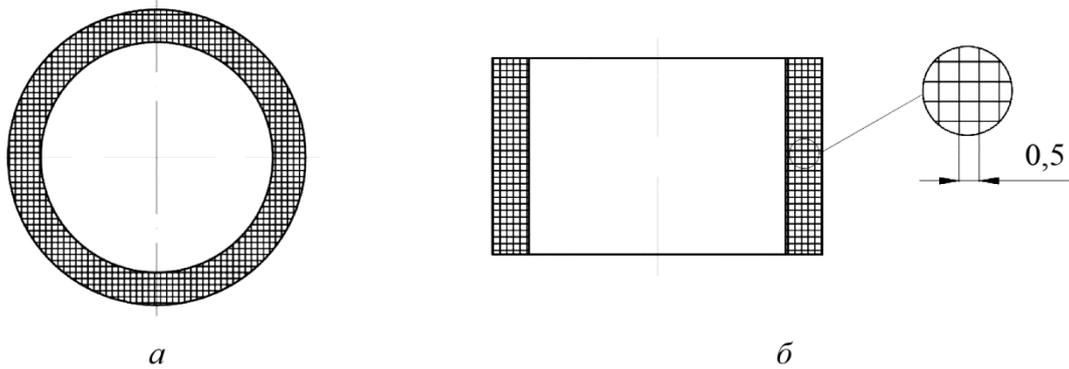


Рис. 3. Прямоугольная координатная сетка, нанесенная на торец (а) и сечение (б) спеченной заготовки

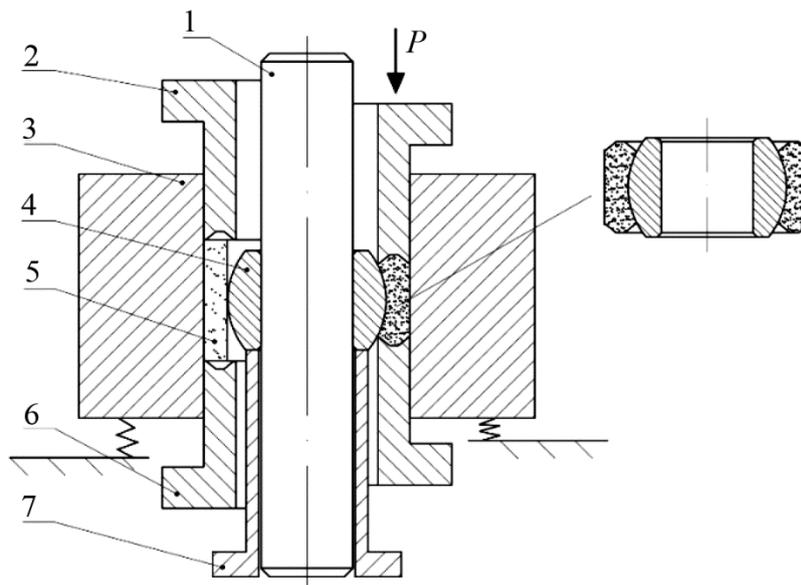


Рис. 4. Схема пресс-блока для холодной штамповки внешней обоймы сферического подшипникового узла: 1 – стержень; 2, 6 – верхний и нижний пуансоны; 3 – плавающая матрица; 4 – внутренний (сферический) подшипник шарнирного узла; 5 – порошковая заготовка; 7 – фиксирующий нижний пуансон

Твердость спеченных образцов измеряли согласно ГОСТ 9013-59 на приборе Роквелла ТР 5006 с шариковым стальным наконечником диаметром 1,588 (ГОСТ 3722) и шероховатостью поверхности не более 0,04 мкм (ГОСТ 2789). Число твердости определяли по шкале В при общем усилии 980,7 Н с выдержкой от 10 до 15 с. Микротвердость измеряли согласно ГОСТ 9450-76 по методу Виккерса на приборе HVS-1000 при помощи индентора пирамидальной формы с противолежащим углом 136°. Испытательное усилие и время выдержки составляли 0,49 Н и 15 с соответственно. Расчет микротвердости производили по формуле

$$HV = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8455 \frac{F}{d^2} \text{ (Н/мм}^2\text{)}, \quad (1)$$

где F – испытательное усилие, Н; d – средняя длина диагонали отпечатка, мм.

Деформированное состояние кольцевого образца на всех стадиях холодной штамповки определяли по изменению длины и углов элементов координатной сетки, нанесенной на спеченную кольцевую заготовку с размером ячейки $0,5 \times 0,5$ мм лазерным гравером с ЧПУ JL-F20W с мощностью лазера 15 Вт, как это показано на рис. 3.

Схема двусторонней штамповки сферического шарнирного узла показана на рис. 4.

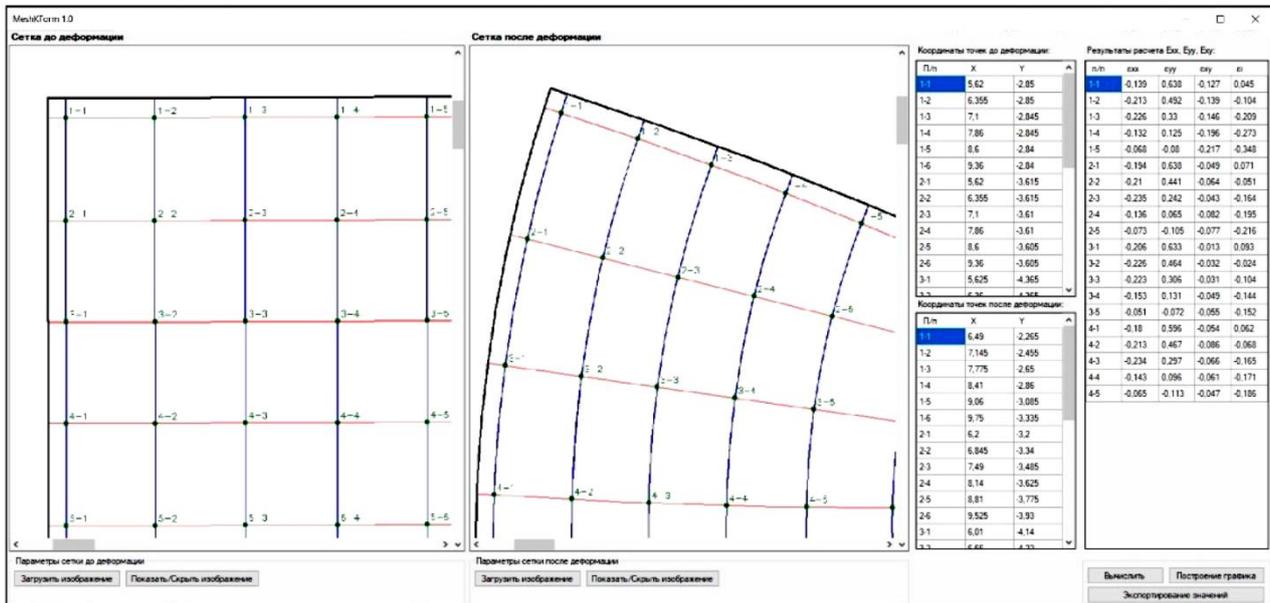


Рис. 5. Рабочая область программы MeshKForm 1.0

Для автоматизации и упрощения расчета макродеформаций по узловым точкам координатной сетки разработана программа для ЭВМ (рис. 5) [20].

3. Результаты и обсуждение

Поскольку на механические и технологические свойства спеченных заготовок из порошков нержавеющей стали влияют исходная пористость и структура материала, то на первом этапе исследовали влияние давления прессования на плотность прессовок. При одном и том же давлении прессования плотность прессовок из порошка 12X18H10T значительно меньше (рис. 6, кривая 1), чем у образцов из порошков 304L-AW-100 и ВП 304.200.30 (рис. 6, кривые 4 и 5). Это связано с тем, что на плотность прессовок влияет не только гранулометрический состав порошков, но и структура самих частиц и технологический режим распыления расплавов. Интерметаллиды титана упрочняют материал порошка 12X18H10T и повышают усилие пластической деформации частиц в процессе прессования образцов.

Часть образцов из исследуемых порошков спекали в диссоциированном аммиаке, но по технологическим и механическим свойствам они существенно уступают материалам, спеченным в вакууме, поскольку при спекании хром, обладающий большим сродством с кислородом, интенсивно окисляется в результате реагирования с кислородом, захлопнутым в порах и содержащимся в защитной среде. Поэтому порошковые изделия, в том числе спеченные заготовки, полученные из распыленных порошков нержавеющей стали, целесообразно спекать только в вакуумных печах. Плотность после спекания в вакууме у всех образцов повысилась в среднем на 8–10 % (табл. 2).

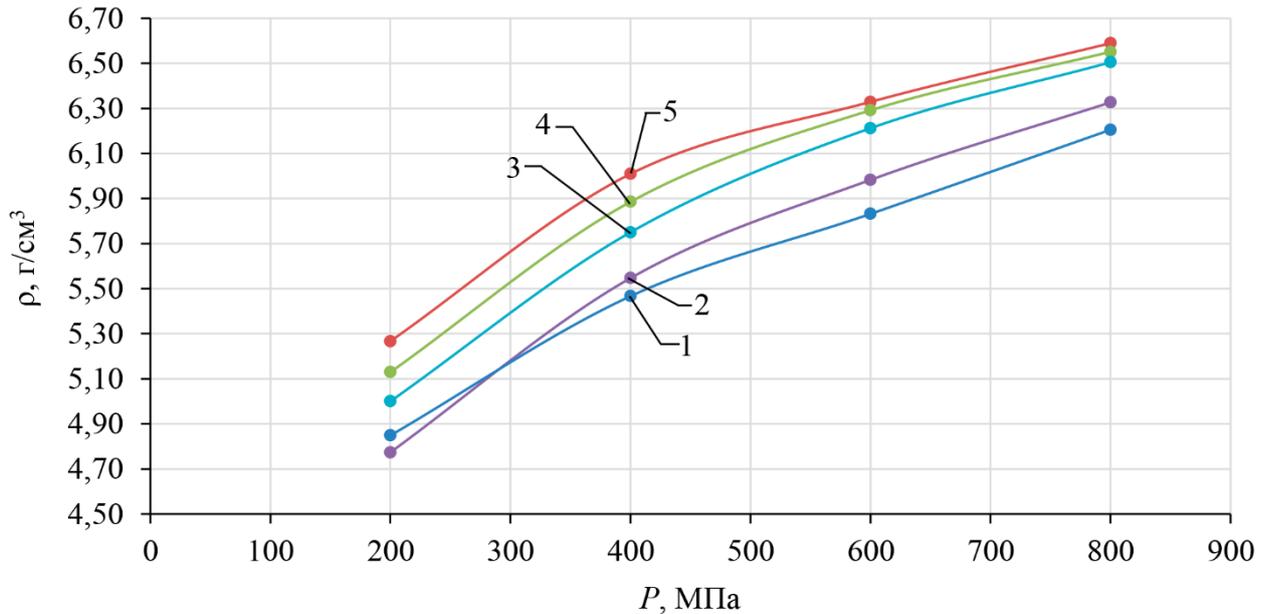


Рис. 6. Зависимость плотности холоднопрессованных цилиндрических формовок от давления прессования из порошков: 1 – 12X18H10T; 2 – ВП 304.200.30 без пластификатора; 3 – ПХ18Н4ДЗ; 4 – ВП 304.200.30; 5 – 304L-AW-100

Таблица 2

Плотность и пористость цилиндрических образцов, прессованных при различных давлениях, после спекания в вакууме

P, МПа	Марка порошка									
	304L-AW-100		12X18H10T		ВП 304.200.30+Zn		ВП 304.200.30		ПХ18Н4ДЗ	
	ρ, г/см ³	П, %								
200	5,80	36,61	6,32	25,24	5,50	41,45	5,27	43,29	–	–
400	6,48	22,80	6,72	17,53	6,22	27,11	5,85	34,86	–	–
600	6,75	17,06	6,98	13,44	6,60	19,97	6,31	25,50	6,15	28,75
800	6,93	15,77	7,11	12,05	6,88	16,68	6,49	21,29	6,30	25,73

Как и следовало ожидать, кольцевые образцы из прутка стали 12X18H10T, полученные механической обработкой, обладают хорошей пластичностью. На кольцах после радиальной осадки с относительной степенью деформации $\epsilon_R = 0,536$ (рис. 7, кривая 2) макротрещины не появились (рис. 8 а). Большее усилие деформации имели спеченные образцы из порошка 304L-AW-100 с относительной плотностью 0,87–0,88 (рис. 7, кривая 1), а макротрещины были обнаружены при $\epsilon_R = 0,43$ (рис. 8 б). Наиболее высокую пластичность имеют образцы из порошков ВП 304.200.30 с остаточной пористостью около 12 % (рис. 7, кривая 4). На них макротрещины не появились после радиальной осадки колец $\epsilon_R = 0,57$ (рис. 8 в). При радиальной осадке образцов из смеси порошков ПХ18Н4ДЗ макротрещины появились при $\epsilon_R = 0,08$ (рис. 8 г).

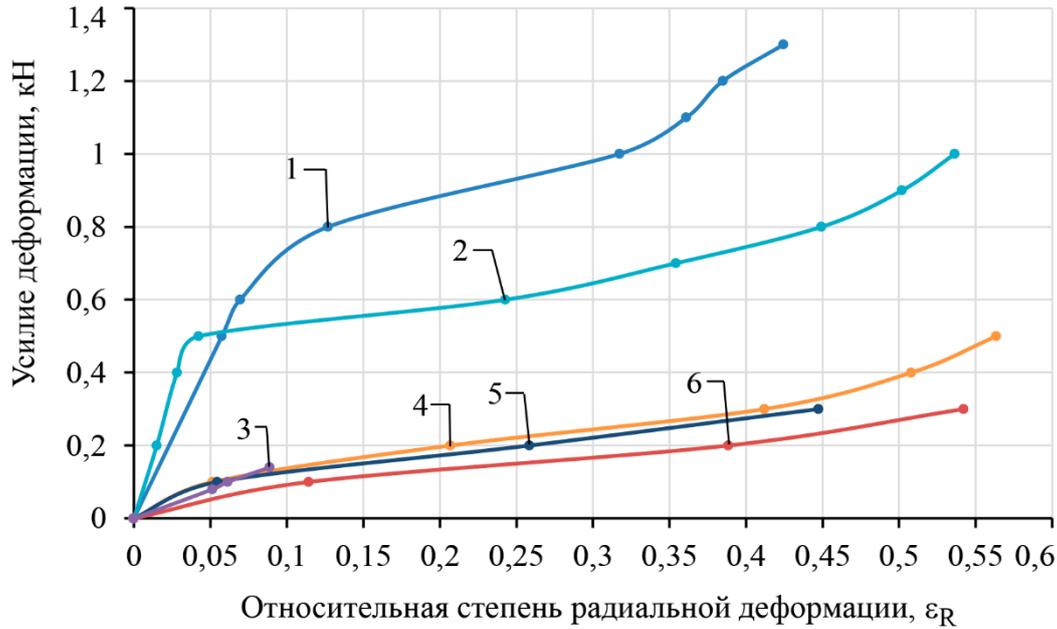


Рис. 7. Зависимость усилия деформации от ϵ_R спеченных в вакууме кольцевых заготовок из порошков: 1 – 304L-AW-100; 2 – катаная сталь 12X18Н10Т; 3 – ПХ18Н4Д3; 4 – спеченная сталь ВП 304.200.30+Zn; 5 – спеченная сталь ВП 304.200.30; 6 – спеченная сталь 12X18Н10Т

После испытания кольцевых образцов на радиальную осадку измеряли твердость по методу Виккерса в зонах сжатия и растяжения (рис. 8 д). В зоне сжатия (А) у всех сталей твердость выше, чем в зоне растяжения (Б) (табл. 3). Это связано с тем, что схемы напряженного и деформированного состояний этих зон отличаются. На имитационной модели кольцевого образца из порошка 12X18Н10Т в программе QForm наглядно видно, что ресурс пластичности значительно меньше в зоне Б (выделенной оранжевым цветом), чем в зоне А (голубой фон), рис. 8, е. Макротрещины обнаружены в исследуемых образцах после осадки $\epsilon_R = 0,5-0,6$.

Динамика деформации разных участков при радиальной осадке спеченных кольцевых образцов с исходной пористостью 20 % из порошка ВП 304.200.30 влияет на характер изменения относительной плотности (рис. 9).

Таблица 3

Твердость спеченных кольцевых образцов в зонах сжатия А и растяжения Б после радиальной деформации

Защитная среда	Катаная сталь 12X18Н10Т		Вакуум								Аммиак	
			ПХ18Н4Д3		304L-AW-100		12X18Н10Т		ВП 304.200.30		ПХ18Н4Д3	
Твердость	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б
HV	326	254	339	249	198	161	183	142	195	131	352	292
HRB	–	–	–	–	93	84	90	77	93	73	–	–
HRC	34	25	36	24	–	–	–	–	–	–	37	30

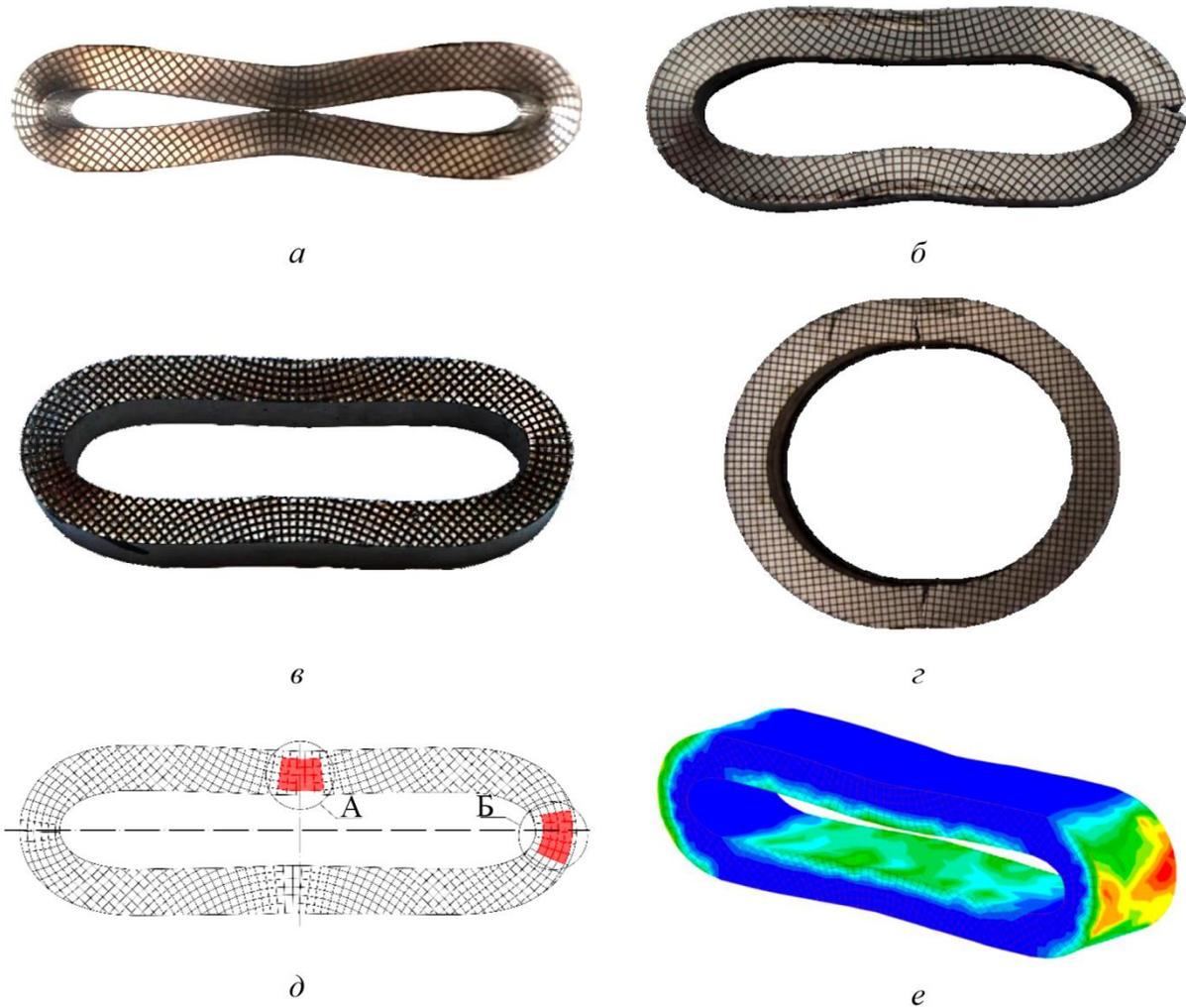


Рис. 8. Очаги зарождения и развития трещин при осадке кольцевых образцов из катаной стали 12X18H10T (а) и спеченных в вакууме кольцевых заготовок из порошков 304-AW-100 (б), ВП 304.200.30 (в) и смеси порошков ПХ18Н4Д3 (г); очаги зарождения дефектов (д); имитационное моделирование образцов из спеченной стали пористостью 20 % из порошка 12X18H10T (е)

Методом моделирования объемной штамповки в программе QForm выделены участки, где изменяется плотность материала кольца в процессе радиальной деформации (рис. 9). Темно-синий фон имеют зоны с относительной плотностью около 0,68–0,74, т. е. участки, где появляются трещины и разрушаются межчастичные связи. Участки, выделенные желто-оранжевым фоном (рис. 9), уплотняются при осадке кольца, относительная плотность материала в этих зонах повышается до 0,92–0,94. Так как на ресурс пластичности (который является функцией показателя жесткости напряженного состояния $\Pi = T_{\sigma}/D_{\sigma}$ – отношение шаровой части тензора напряжений к девиаторной) влияет пористость материала, то при $\varepsilon_R \geq 0,35–0,40$ вероятность появления трещин в зонах с пористостью ниже 0,70–0,72 существенно возрастает (рис. 9 б).

Было выявлено, что трещины появляются на межчастичных поверхностях с повышенной концентрацией оксидов хрома и железа. Методом картирования поверхности микрошлифа в зонах Б было исследовано распределение компонентов в спеченных сплавах. Как это видно на рис. 10, трещины появляются и развиваются по межчастичным границам с более высокой концентрацией кислорода. Более низкая пластичность и разрушение колец при незначительной нагрузке обусловлены не только неоднородным распределением оксидов хрома в материале, но и наличием нерастворившихся при спекании карбидов хрома (рис. 10 в).

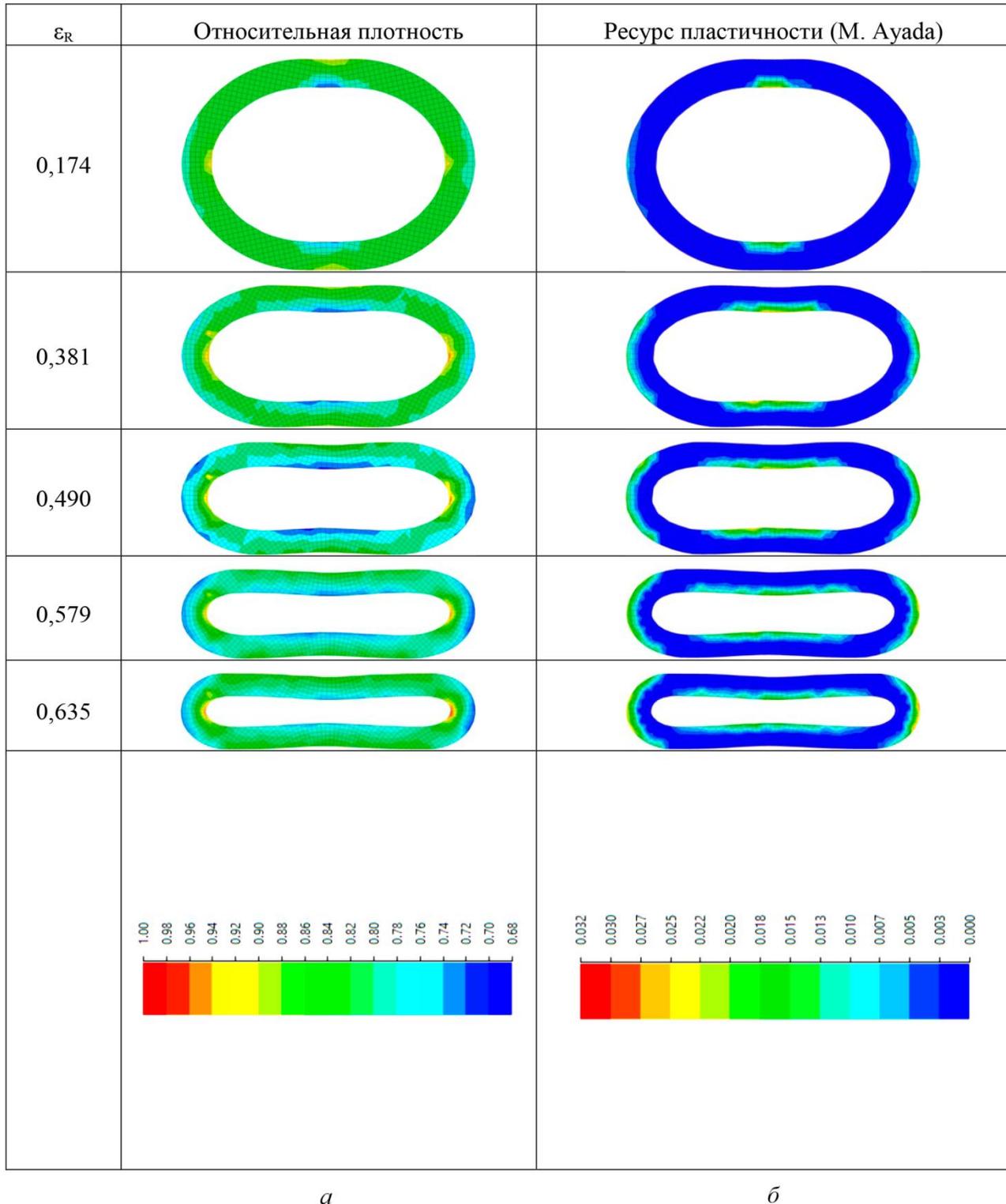
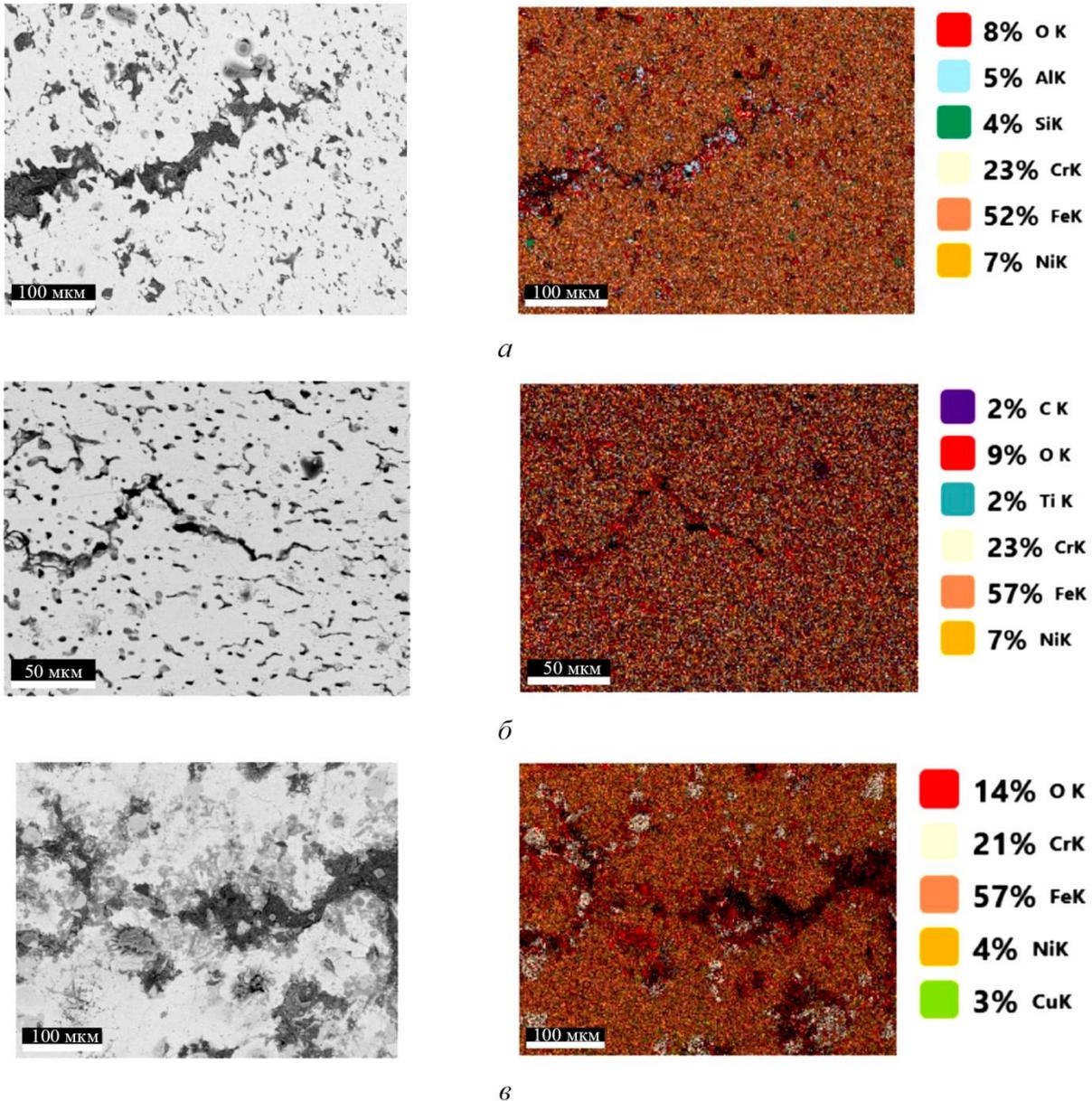


Рис. 9. Распределение относительной плотности (*a*) и ресурса пластичности (*б*) кольцевых спеченных образцов с пористостью 20 % из порошка 12Х18Н10Т при радиальной осадке из порошка

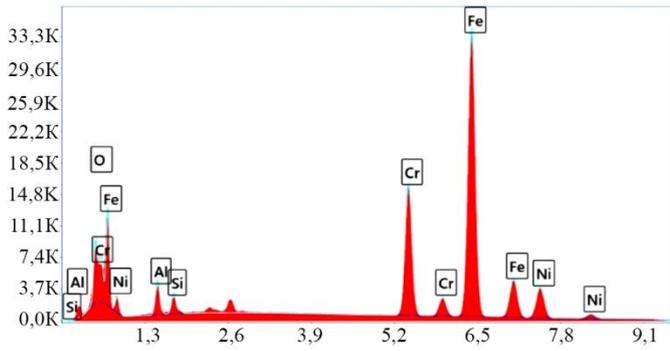


Микроструктура

Карты распределения элементов

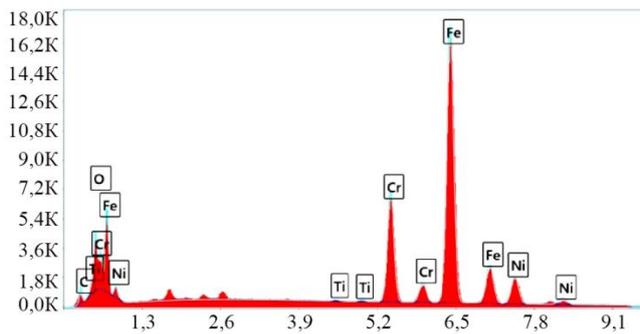
Рис. 10. Распределение химических элементов в устье трещины после радиальной деформации спеченного кольцевого образца из порошка: 304L-AW-100 (а); 12X18H10T (б); ПХ18Н4ДЗ (в)

Таким образом, из выявленного механизма разрушения спеченных хромоникелевых сталей с остаточной пористостью более 10–14 % следует, что прочность в зоне растяжения характеризуется не мерой сопротивления изменению формы, а совершенством контакта между частицами спеченного материала и наличием на их поверхности инородных включений. Особенно сильно влияет на пластические свойства спеченных сталей концентрация оксидов хрома на межчастичных границах, что подтверждается картированием участков микрошлифов в устье трещины (рис. 11).



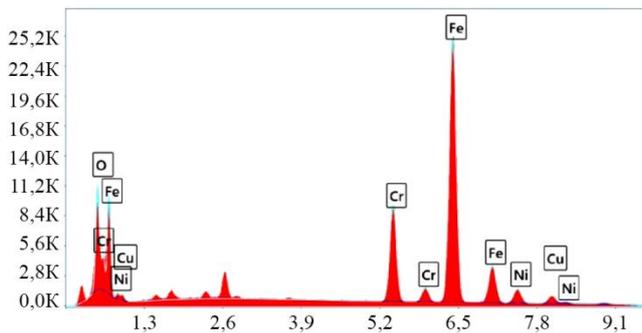
a

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	2.8	0.10	8.6	333.0	9.9
Al K	3.0	0.06	5.5	396.4	9.0
Si K	1.4	0.05	2.5	253.3	8.3
Cr K	17.8	0.09	17.0	2494.6	3.1
Fe K	64.9	0.13	57.8	5932.9	2.3
Ni K	10.1	0.16	8.6	673.4	3.7



б

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Net Int.	Error %
C K	5.2	0.22	18.8	41.3	12.6
O K	3.8	0.13	10.4	131.0	10.1
Ti K	0.2	0.09	0.1	8.3	24.5
Cr K	15.5	0.12	12.9	672.4	3.4
Fe K	65.9	0.18	51.0	1829.3	2.3
Ni K	9.4	0.23	6.9	189.4	3.9



в

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	5.8	0.13	17.6	264.5	9.2
Cr K	15.0	0.10	14.0	776.9	3.4
Fe K	69.9	0.16	60.9	2305.5	2.3
Ni K	5.5	0.21	4.5	131.3	4.9
Cu K	3.8	0.23	2.9	76.4	5.8

Спектральный анализ

Распределение химических элементов

Рис. 11. Спектральный анализ и распределение химических элементов спеченных кольцевых образцов из порошков: 304L-AW-100 (*a*); 12X18H10T (*б*); PX18H4Д3 (*в*)

В связи с тем что построенные кривые сопротивления деформации при радиальной осадке кольцевых образцов (рис. 7) и выявленный механизм их разрушения не полностью отражают качественное состояние межчастичных контактов в хромоникелевых нержавеющей сталях, было исследовано деформированное состояние образцов из разных порошков с координатной сеткой при осадке. Для расчета компонентов деформации ϵ_{xx} , ϵ_{yy} и ϵ_{xy} по формулам, приведенным в работе [20], узловые точки сетки обозначены координатами K_h и K_r , как показано на рис. 12–14.

Если в процессе радиальной деформации материальное волокно на торце образца растянулось, то величины ϵ_{xx} , ϵ_{yy} и ϵ_{xy} имеют знак «+», если оно сжимается, то знак «-». В зависимости от пластических свойств материала колец, поле компонента деформаций ϵ_{xx} в зоне Б каждого образца отличается незначительно (рис. 13). В частности, максимальные значения ϵ_{xx} (-0,12; -0,17) имеют волокна образца из порошка 12X18H10T с координатами

K_r 0,84–0,85 (рис. 13 а). У образцов из порошков 304L-AW-100 и ВП 304.200.30 значения ϵ_{xx} плавно возрастают с увеличением радиуса кольца (рис. 13 б и в).

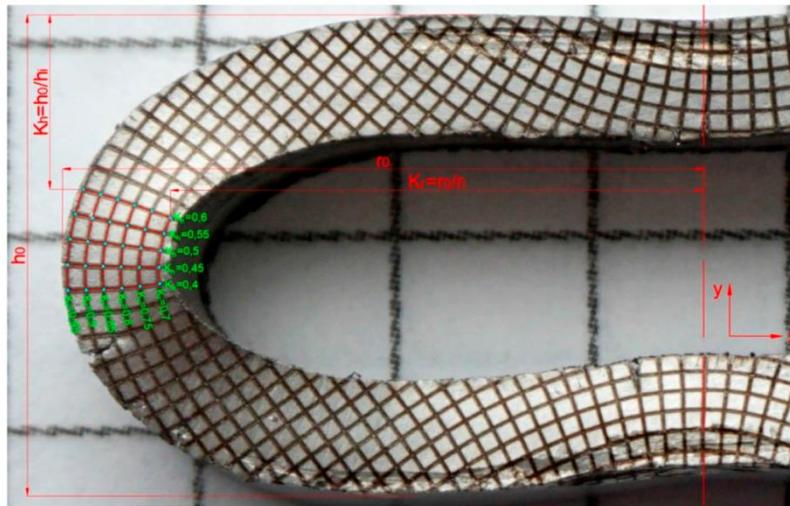


Рис. 12. Схема для определения влияния радиальной степени деформации на деформированное состояние при осадке кольцевого образца

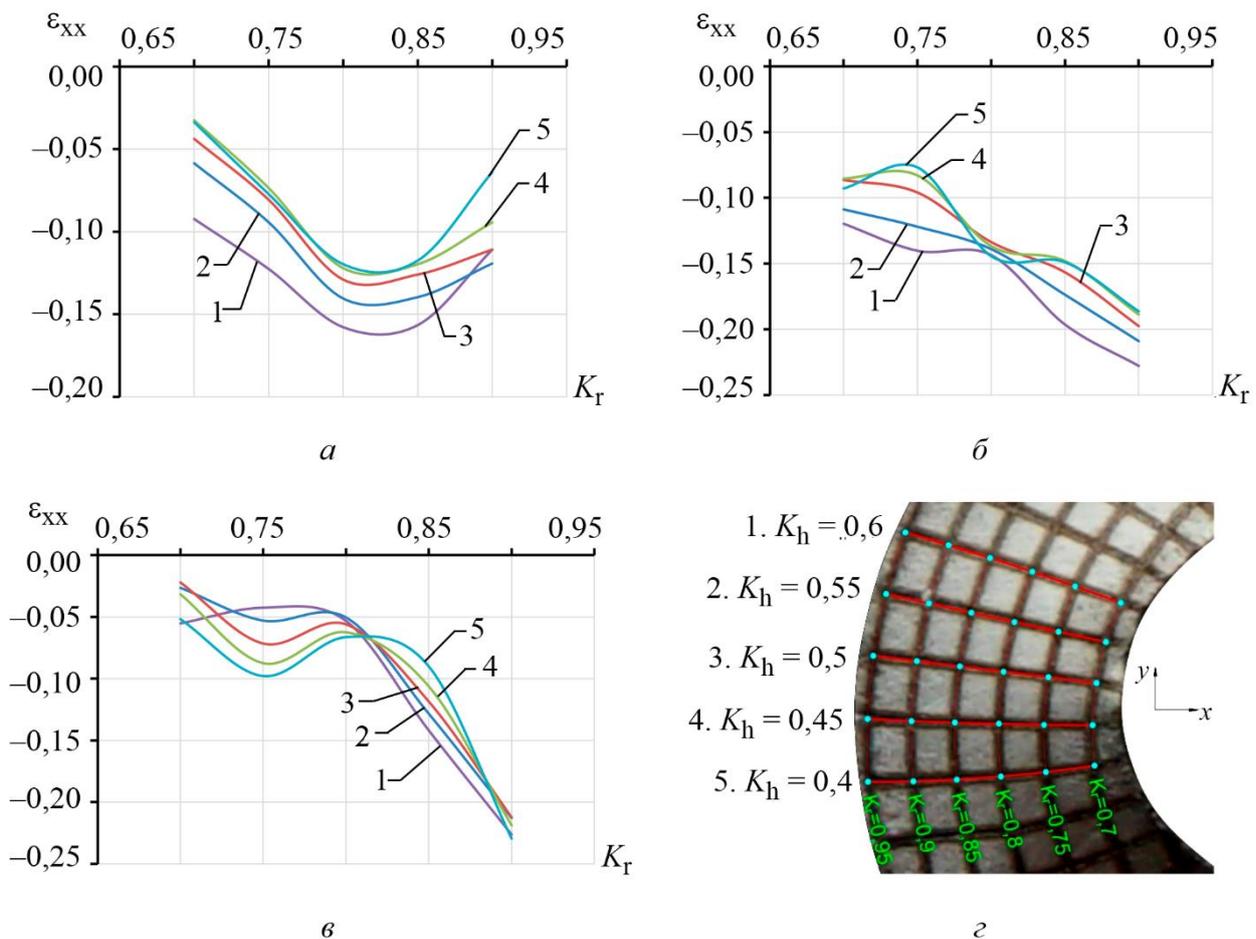


Рис. 13. Распределение относительной степени деформации ϵ_{xx} элементов координатной сетки образцов из порошка нержавеющей стали 12X18H10Т (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) в зависимости от координаты K_h (з): 1 – 0,6; 2 – 0,55; 3 – 0,5; 4 – 0,45; 5 – 0,4

На значения компонентов ε_{yy} в основном влияет деформация элементов сетки в зависимости от K_r . Например, значения ε_{yy} элементов сетки у образца из порошка 12X18H10T с координатой $K_r = 0,7$ (на седьмой окружности кольца от центра) практически не зависят от координаты K_h (рис. 14 а) и находятся в интервале от $-0,15$ до $-0,21$, а значения ε_{yy} элементов с координатой $K_r = 0,95$ (наружная окружность) изменяются в интервале от $0,22-0,28$ (рис. 14 а, кривая б), т. е. растягиваются. Поэтому трещины появляются на таких участках образцов. Характер изменения ε_{yy} у образцов из порошка ВП 304.200.30 несколько отличается от этого показателя у указанного образца, но степень деформации волокон внутреннего кольца заметно больше, чем у образцов из других порошков (рис. 14 в, кривые 5 и 6).

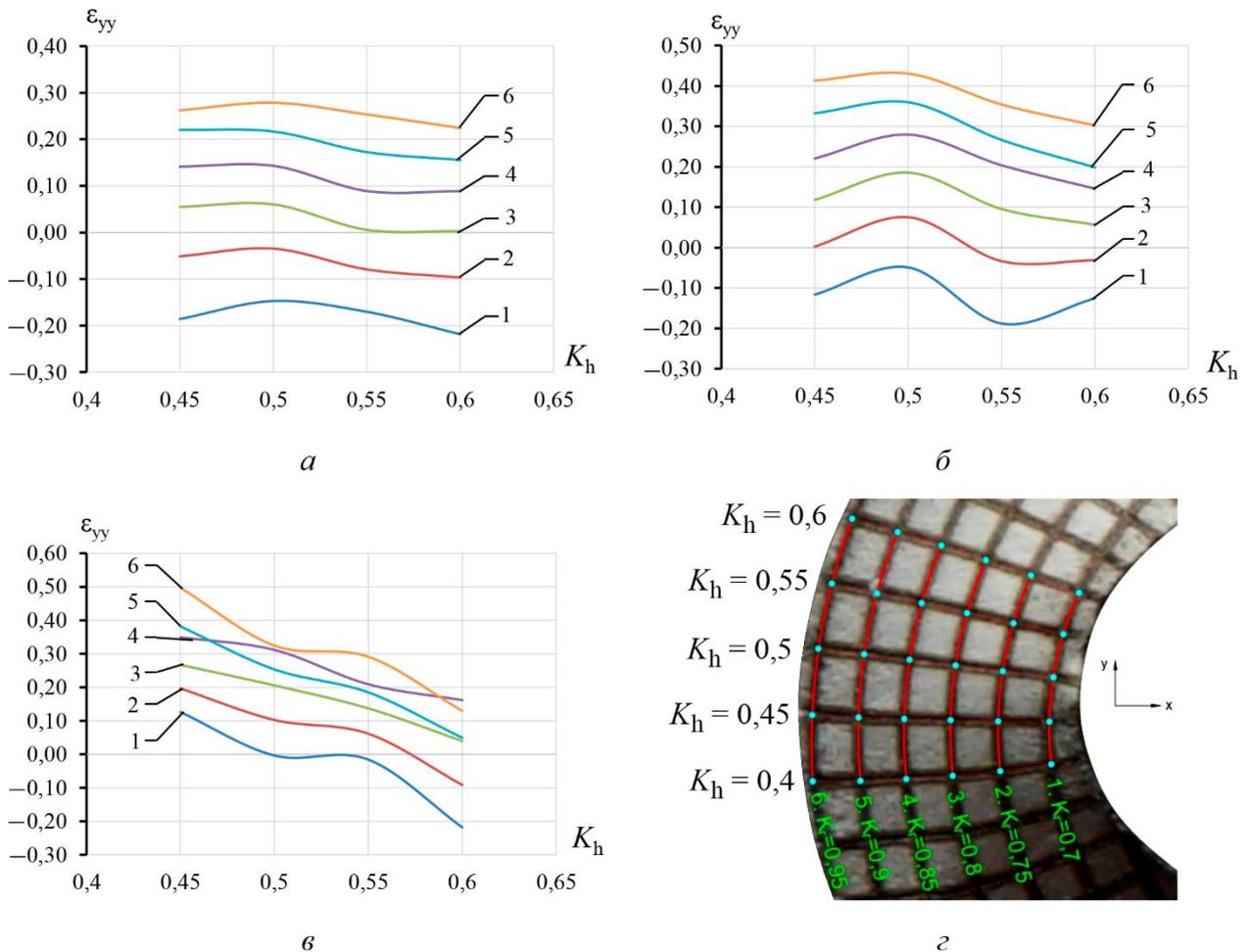


Рис. 14. Распределение относительной степени деформации элементов ε_{yy} на торце кольца из порошков 12X18H10T (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) для K_r : 1 – 0,7; 2 – 0,75; 3 – 0,8; 4 – 0,85; 5 – 0,9; 6 – 0,95

Численные значения относительной деформации сдвига ε_{xy} элементов координатной сетки у образцов из исследуемых порошков практически не отличаются (рис. 15), но на ε_{xy} существенно влияют параметры K_h , т. е. максимальные значения ε_{xy} получены у элементов сетки, расположенных по большой оси образца после осадки (рис. 13). Как видно из рис. 15, минимальные сдвиговые деформации ε_{xy} имеют элементы с координатой $K_h = 0,6$.

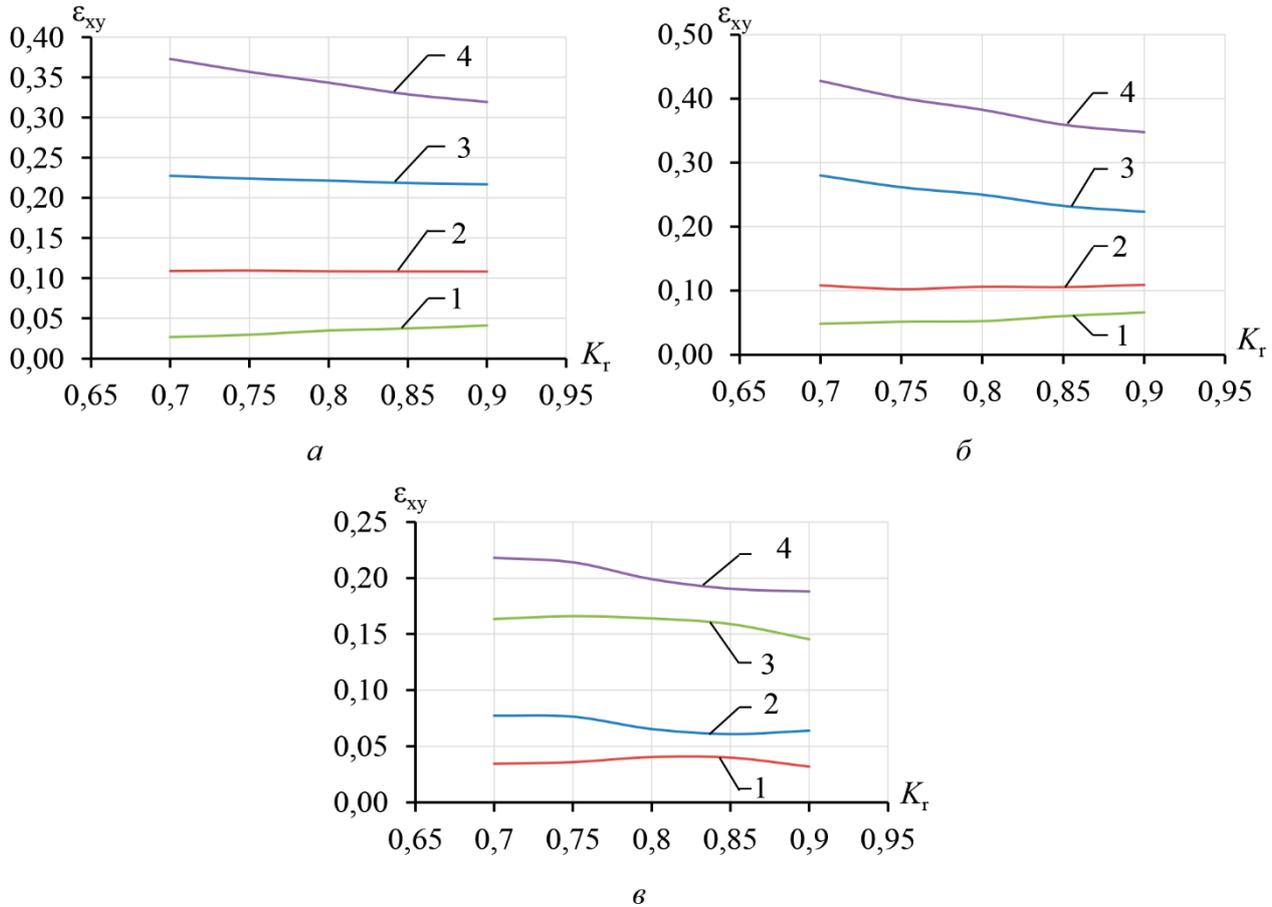


Рис. 15. Деформации сдвига элементов ε_{xy} кольцевого сечения образцов нержавеющей стали из порошков 12X18H10T (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) в зависимости от координаты K_r : 1 – 0,6; 2 – 0,55; 3 – 0,5; 4 – 0,45

При деформации пористых тел интенсивность полей напряжений в зонах межчастичных контактов и на поверхности пор существенно отличается от средних напряжений. Это вызывает неоднородность деформаций и также исключает определение деформированного состояния по условию пластичности, если известно напряженное состояние. Поэтому в основе уравнений состояния пластически деформируемой пористой среды лежат условия пластичности, условия упрочнения и ассоциированный закон течения. Связь между деформациями и напряжениями по деформационной теории пластичности в случае простого нагружения для деформируемой среды устанавливают из соотношения [16–18]:

$$\varepsilon_{ij} = K\sigma_{cp}\delta_{ij} + \Phi \cdot s_{ij}, \quad (2)$$

где K – модуль объемного сжатия; σ_{cp} – среднее напряжение; s_{ij} – девиатор напряжений. Величина Φ для нелинейной деформации может быть константой, и в общем виде Φ зависит от интенсивности касательных напряжений T , интенсивности деформации сдвига Γ , интенсивности деформации ε_n и от типа напряженного состояния μ_σ [17–19]:

$$\varepsilon_{ij} = K\sigma_{cp}\delta_{ij} + \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_n}{\sigma_n} s_{ij};$$

$$\varepsilon_{ij} = K\sigma_{cp}\delta_{ij} + \frac{\Gamma}{2\Gamma} (\sigma_{ij} - \sigma_{cp}\delta_{ij}). \quad (3)$$

Уравнения (3) неоднозначны и применяются для определения напряженного состояния, если известны ε_{ij} . Для этого необходимы дополнительные соотношения $\Gamma = f(T)$, которые можно получить из условий текучести пористых тел [21–24]. На основе расчетных данных ε_{xx} , ε_{yy} и ε_{xy} определим интенсивность деформаций при радиальной осадке пористых колец по следующей формуле:

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2 + \frac{3}{2} \gamma_{xy}^2}, \quad (2)$$

Полученные результаты представлены на рис. 16.

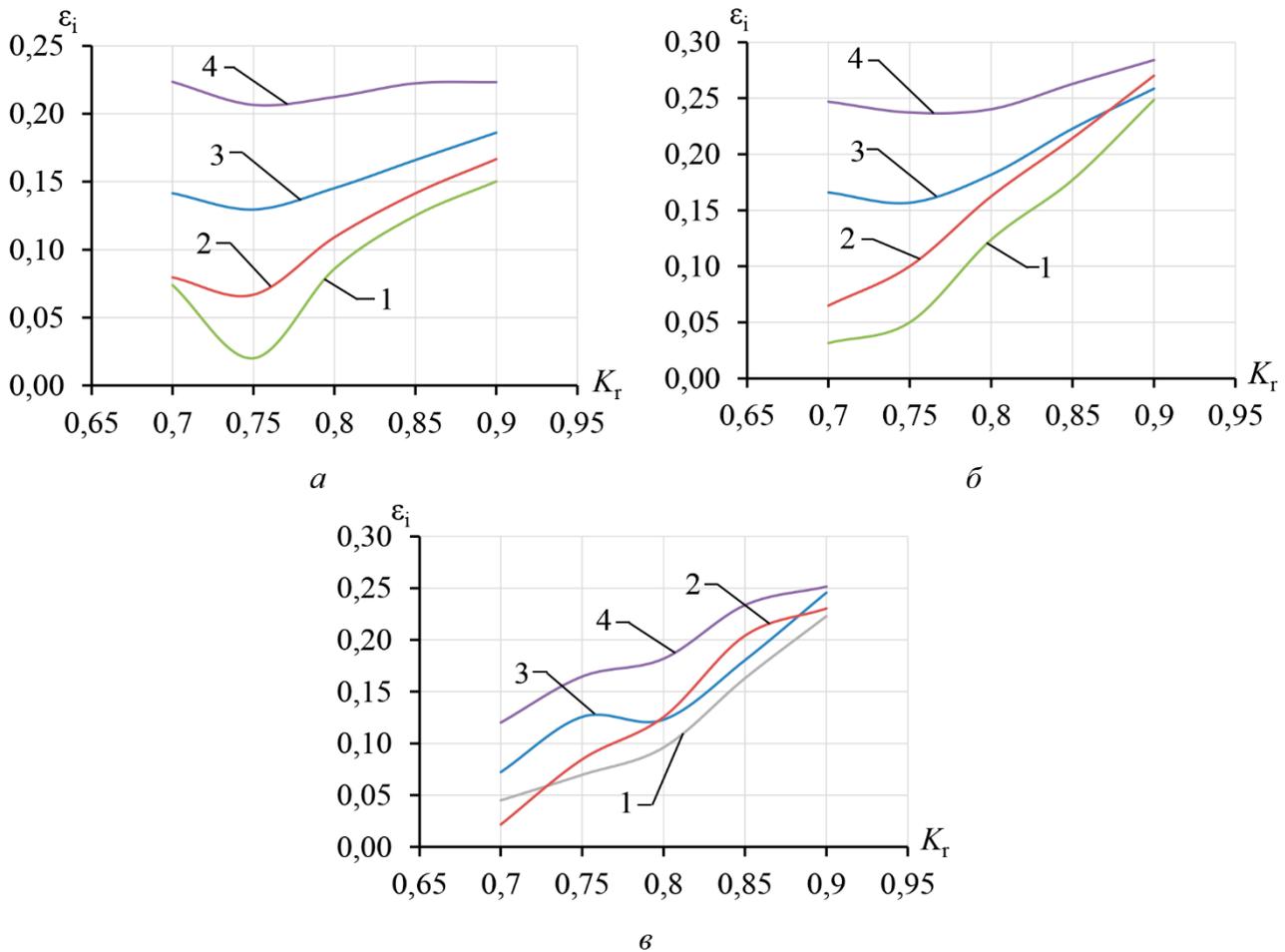


Рис. 16. Интенсивность деформации элементов ε_i образцов из порошков сталей 12X18H10T (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) в зависимости от координаты K_r : 1 – 0,6; 2 – 0,55; 3 – 0,5; 4 – 0,45

Для оценки напряженного состояния при допущении, что σ_r пропорционально интенсивности касательных напряжений Γ , экспериментально определяли предел прочности спеченных сталей из исследуемых порошков нержавеющей сталей. В табл. 4 показаны результаты экспериментальных испытаний.



Таблица 4

Физико-механические свойства хромоникелевых спеченных коррозионностойких сталей из порошков разных производителей

Среда спекания	Диссоциированный аммиак			Вакуум			
	Засыпка SiO ₂		Засыпка SiO ₂ +Al ₂ O ₃				
Марка порошка/ Свойства	12X18H10T	304L-AW-100	ПХ18Н4ДЗ	12X18H10T	304L-AW-100	ПХ18Н4Д3	ВП 304.200.30
σ _в , МПа	29,7	45,59	45,10	279,85	237,84	144,15	160,63
δ, %	0,13	0,11	0,60	8,69	8,89	0,69	7,67
Ψ, %	0,00	0,00	0,00	12,58	12,96	0,57	8,08
П, %	32,05	27,61	30,12	16,79	19,25	27,32	19,05
ρ, г/см ³	5,58	6,21	6,09	6,79	6,64	6,22	6,65
HRB	70,4	90,4	67	70,2	59,1	74,1	44,8
ε _{yy}	—	—	—	0,191	0,289	—	0,217

Как видно из табл. 4, предел прочности призматических образцов, спеченных в диссоциированном аммиаке, очень низкий из-за интенсивного окисления хрома вдоль границ частиц порошка. Предел прочности спеченных в вакууме сталей соизмерим с прочностью некоторых хромоникелевых сталей аустенитного класса, но первые уступают последним по показателям пластичности. Поэтому формулы типа (3) могут быть использованы для расчета напряженного состояния и, соответственно, сопротивления деформации при холодной штамповке наружных обойм сферического шарнира, если интенсивность деформации не превышает предельных значений, показанных на рис. 16.

4. Заключение

Выявлен механизм разрушения спеченных хромоникелевых сталей, отличающийся от кинетики разрушения образцов при растяжении тем, что прочность в зоне растяжения при осадке кольцевых образцов характеризуется не только относительной степенью деформации, но и совершенством контакта между частицами спеченного материала и наличием на их поверхности инородных включений.

Установлено, что снижение пластичности и склонность к разрушению при холодной штамповке наружных обойм сферических шарнирных узлов из нержавеющей сталей обусловлены не только неоднородностью структуры, но и распределением оксидов хрома в материале и наличием не растворившихся в матрице инородных включений.

Разработана программа для ЭВМ (MeshKForm 1.0), позволяющая определить деформированное состояние при осадке спеченных в вакууме кольцевых образцов из распыленных порошков коррозионностойких сталей и оценить предельно допустимые значения интенсивности деформаций, ниже которых не образуются трещины при холодной штамповке пористых заготовок, что подтверждают результаты имитационного моделирования в программе QForm.

Благодарность

Доступ к облачной лицензии QForm предоставлен кафедрой технологий обработки давлением МГТУ им. Н. Э. Баумана и ООО «КванторФорм».



Литература

1. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий / Ю. Г. Дорофеев, Б. Г. Гасанов, В. Ю. Дорофеев, В. Н. Мищенко, В. И. Мирошников. – М. : Металлургия, 1990. – 206 с.
2. Kuhn H. A., Downey C. L. Material behavior in powder preform forging // *Journal of Engineering Materials and Technology*. – 1973. – Vol. 95, iss. 1. – P. 41–46. – DOI: 10.1115/1.3443104.
3. Объемная штамповка порошковых материалов / В. М. Горохов, Е. А. Дорошкевич, А. М. Ефимов, Е. В. Звонарев. – Минск : Навука і тэхніка, 1993. – 272 с. – ISBN 5–343–00895–X.
4. Vorontsov A. L. Account for the nonuniformity of the mechanical properties and the deformation rate in the calculations of the pressure working processes // *Russian Engineering Research*. – 2003. – Vol. 23, No. 6. – P. 62–69.
5. Technological special features of manufacture of components of complicated configuration from metallic powders by hot stamping / G. E. Skorokhod, N. I. Burnaev, N. E. Kortsenshtein, A. M. Burov, G. G. Serdyuk, A. V. Stepichev // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 1988. – Vol. 27. – P. 204–207. – DOI: 10.1007/BF00802592.
6. Oyane, M., Shima, S., and Tabata, T. Consideration of basic equations, and their application, in the forming of metal powders and porous metals. *Journal of Mechanical Working Technology*, 1978, 1 (4), 325–341. DOI: 10.1016/0378-3804(78)90036-0.
7. Green R. J. A plasticity theory for porous solids // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1972. – Vol. 14, iss. 4. – P. 215–224. – DOI: 10.1016/0020-7403(72)90063-X.
8. Oyane M., Shima S., Kono Y. Theory of plasticity porous metals // *Bulletin of JSME*. – 1973. – Vol. 16, iss. 99. – P. 1254–1262. – DOI: 10.1299/jsme1958.16.1254.
9. Баглюк Г. А., Юрчук В. А., Ковальченко С. С. Применение вариационных методов для расчета процессов обработки давлением спеченных заготовок // *Физика и техника высоких давлений : сб. науч. трудов*. – Киев : Наукова Думка, 1987. – Вып. 24. – С. 57–61.
10. Shima S., Oyane M. Plasticity theory for porous metals // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1976. – Vol. 18, iss. 6. – P. 285–291. – DOI: 10.1016/0020-7403(76)90030-8.
11. Kuhn H. A., Downey C. L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials // *International Journal of Powder Metallurgy*. – 1971. – Vol. 7, No. 1. – P. 15–25.
12. Rozenberg O. A., Mikhailov O. V., Shtern M. B. Strain hardening of porous bushings by multiple mandreling: numerical simulation // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2012. – Vol. 51. – P. 379–384. – DOI: 10.1007/s11106-012-9445-y.
13. Kondo H., Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry // *Acta Metallurgica Slovaca*. – 2020. – Vol. 26, No. 4. – P. 141–143. – DOI: 10.36547/ams.26.4.763.
14. Лаптев А. М. Построение деформационной теории пластичности пористых материалов // *Известия ВУЗов. Серия «Машиностроение»*. – 1980. – № 4. – С. 153–156.
15. Kovalchenko M. S. Strain hardening of a powder body in pressing // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2009. – Vol. 48. – P. 133–144. – DOI: 10.1007/s11106-009-9118-7.
16. Sobotka Z. The plastic flow orthotropic materials with different mechanical properties in tension and compression // *Acta Technica CSAV*. – 1971. – No. 6. – P. 772–776.
17. Laptev A. M. Plasticity criteria for porous metals // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 1982. – Vol. 21. – P. 522–526. – DOI: 10.1007/BF00802566.
18. Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation / X. J. Xin, P. Jayaraman, G. S. Daehn, R. H. Wagoner // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2003. – Vol. 45, iss. 4. – P. 707–723. – DOI:10.1016/S0020-7403(03)00107-3.
19. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объемной штамповки / А. В. Власов, С. А. Стебунов, С. А. Евсюков, Н. В. Биба, А. А. Шитиков. – Москва : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2019. – 383 с. – ISBN 978–5–7038–5101–2.



20. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2024612263 Рос. Федерация. Расчет полей макродеформации пористых порошковых заготовок : № 2024610327: регистрация 30.01.2024 : опубл. 30.01.2024 / Конько Н. А.
21. Громов Н. П. Теория обработки металлов давлением. – М. : Metallurgiya, 1978. – 360 с.
22. Сторожев М. В., Попов Е. А. Теория обработки металлов давлением. – М. : Машиностроение, 1977. – 423 с.
23. Мартынова И. Ф., Штерн М. Б. Уравнение пластичности пористого тела, учитывающие истинные деформации материала основы // Порошковая металлургия. – 1978. – № 1. – С. 23–29.
24. Смыслов А. Ю. К теории пластичности пористых тел // Известия вузов. Машиностроение. – 1980. – № 4. – С. 107–110.



Received: 18.06.2024
Revised: 30.09.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.159-169

CRACK GROWTH IN THE FIELD OF RESIDUAL STRESSES IN WELDED JOINTS OF PIPELINES USED IN A COLD CLIMATE

L. A. Prokopyev^{1, a, *}, N. I. Golikov^{2, b}, and Yu. N. Saraev^{2, c}

¹Federal Research Centre "The Yakut Scientific Centre of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences",
2 Petrovskogo St., Yakutsk, 677000, Russia

²V. P. Larionov Institute of Physical-Technical Problems of the North,
Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
1 Oktyabrskaya St., Yakutsk, 677000, Russia

a)  <https://orcid.org/0000-0001-7048-3341>  l.prokopyev@yandex.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0001-9209-1592>  n.i.golikov@mail.ru;
c)  <https://orcid.org/0000-0002-9457-4309>  saraev.73@yandex.ru

*Corresponding author. Email: l.prokopyev@yandex.ru
Address for correspondence: ul. Petrovskogo, 2, Yakutsk, 677000, Russia
Tel.: +7 (4112) 39-0501; fax: +7 (4112) 39-0525

The problem of the influence of residual welding stresses (RWS) on the process of crack propagation is considered. Finite element modeling of the growth of a semi-elliptical longitudinal crack in the RWS field is performed. To gain a more complete understanding of the process mechanics, the calculation results obtained in view of residual stresses are compared to those obtained without regard for residual stresses. The obtained results are indicative of a significant effect of the level and distribution of RWS on crack propagation. In particular, the complex stress-strain state induced by residual stresses is shown to influence essentially the forming and further growth of cracks located on the inner surface of the pipeline wall. Besides, it is found that the form of crack growth specified by residual welding stresses makes them hard to detect with the application of classical instrumented testing methods. The complex distribution of stresses may cause data corruption and, consequently, difficulties in the correct interpretation of crack shape and size. This, in turn, may significantly complicate planning and performing repair work, and this necessitates the development and use of more accurate diagnostic techniques taking into account the effect of residual stresses. The research results emphasize the importance of taking into account RWS when predicting the behavior of cracks in pipelines and planning their service and repair. Further research in this direction can contribute to creating more reliable and effective techniques for estimating the health of welded joints, this being crucial for the industrial safety and economic efficiency of operating procedures.

Keywords: stress intensity factor, residual welding stresses, crack growth, finite element method

Acknowledgment

The work was performed with the use of the scientific equipment of the YaSC SB RAS shared core facilities under the state assignment from the Russian Ministry of Science and Higher Education (R&D No. 122042000005-4, FWRS-2022-0002).

References

1. Saraev, Yu.N., Gladkovsky, S.V., Golikov, N.I., Kiselev, A.S., Bezborodov, V.P., Gordynets, A.S., Lunev, A.G., Chinakhov, D.A., Khaydarova, A.A., and Trigub, M.V. Exploratory



- studies on improving the reliability of critical-use metal structures operating under extreme loads and low climatic temperatures. In: *Naukoemkie tekhnologii v proektakh RNF. Sibir* [High-Tech Technologies in RSF Projects. Siberia, eds., S.G. Psakhye and Yu.P. Sharkeev]. NTL Publ., Tomsk, 2017, ch. 5, pp. 134–202. (In Russian).
2. Matokhin, G.V., Vorobyev, A.Yu., and Igumenov, A.A. Estimation of the influence of residual welding stresses on the endurance limit of various zones of welded joints of ferrite-pearlitic steels. *Svarka i Diagnostika*, 2015, 1, 32–34. (In Russian).
 3. Terada, H. Stress intensity factor analysis and fatigue behavior of a crack in the residual stress field of welding. *Journal of ASTM International*, 2005, 2 (5), 58–68. DOI: 10.1520/JAI12558.
 4. Ma, N., Murakawa, H., and Ueda, Y. *Welding deformation and residual stress prevention*, Butterworth–Heinemann, Oxford, 2012, 292 p. DOI: 10.1016/C2011-0-06199-9.
 5. Kopelman, L.A. *Soprotivlyaemost svarnykh uzlov khrupkomu razrusheniyu* [Resistance of Welded Joints to Brittle Fracture]. Mashinostroenie Publ., Leningrad, 1978, 232 p. (In Russian).
 6. Makarov, A.P., Khramovskikh, V.A., and Nepomnyashchikh, K.A. Methods to reduce residual welding stresses in mining excavator metal structures. *Nauki o Zemle i Nedropolzovanie*, 2023, 1 (82), 72–83. (In Russian).
 7. Tazhibayev, A.R., Tazhibayeva, A.V., and Bikbulatova, G.I. Methods for detecting and reducing residual voltage in welded connections. *Sovremennyye Materialy. Tekhnika i Tekhnologii*, 2021, 5 (38), 45–53. (In Russian).
 8. Zavorin, A.S., Lyubimova, L.L., Buvakov, K.V., Kulesh, A.S., Tashlykov, A.A., and Kulesh, R.N. Influence of residual stresses on resistance to brittle fracture in weldment zones. *Izvestiya TPU. Inzhiniring Georesurov*, 2018, 329 (10), 128–142. (In Russian). DOI: 10.18799/24131830/2018/10/2112.
 9. Kirillova, V.A. and Rybakova, L.Yu. Experimental study of residual welding stresses in a butt welded joint of thick steel. *Inzhenernyi Vestnik Dona*, 2023, 7 (103), 333–342. Available at: <http://www.ivdon.ru/en/magazine/archive/n7y2023/8560>
 10. Golikov, N.I. Effect of residual stress on crack development in longitudinal welded joints of a gas pipeline. *Procedia Structural Integrity*, 2020, 30, 28–32. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.12.006.
 11. Deaconu, V. Finite element modelling of residual stress – a powerful tool in the aid of structural integrity assessment of welded structures. In: *5th International Conference Structural Integrity of Welded Structures (ISCS2007)*, Timisoara, Romania, November 20–21, 2007. Available at: <https://www.ndt.net/article/iscs2007/papers/10.pdf>



Подана в журнал: 18.06.2024

УДК 539.421.2

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.159-169

РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ПОЛЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО КЛИМАТА

Л. А. Прокопьев^{1, а, *}, Н. И. Голиков^{2, б}, Ю. Н. Сараев^{2, в}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Федеральный исследовательский центр
«Якутский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук»,
ул. Петровского, 2, г. Якутск, 677000, Россия

²Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова
Сибирского отделения Российской академии наук,
ул. Октябрьская, 1, г. Якутск, 677000, Россия

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-7048-3341>  l.prokopyev@yandex.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0001-9209-1592>  n.i.golikov@mail.ru;

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0002-9457-4309>  saraev.73@yandex.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: l.prokopyev@yandex.ru
Адрес для переписки: ул. Петровского, д. 2, г. Якутск, 677000, Россия
Тел.: +7 (4112) 39-05-01; Факс: +7 (4112) 39-05-25

В работе рассмотрена проблема влияния остаточных сварочных напряжений на процесс распространения трещины в сварном соединении трубопровода. Проведено конечно-элементное моделирование роста несквозной полуэллиптической продольно расположенной трещины в поле остаточных сварочных напряжений. Для более полного понимания механики процесса проведено сопоставление результатов расчетов, полученных с учетом и без учета остаточных напряжений. Полученные результаты свидетельствуют о значительном влиянии уровня и распределения остаточных сварочных напряжений на развитие трещин. В частности, показано, что сложное напряженно-деформированное состояние, вызванное остаточными напряжениями, оказывает существенное воздействие на формоизменение и дальнейший рост трещин, расположенных на внутренней поверхности стенки трубопровода. Кроме того, установлено, что характер роста трещин, обусловленный остаточными сварочными напряжениями, представляет значительные сложности для их выявления с использованием традиционных приборных методов контроля. Сложное распределение напряжений может приводить к искажению данных и, следовательно, к трудностям в правильной интерпретации формы и размеров трещин. Это, в свою очередь, может значительно усложнить планирование и проведение ремонтных работ, что указывает на необходимость разработки и применения более точных методик диагностики, учитывающих влияние остаточных напряжений. Результаты исследования подчеркивают важность учета остаточных сварочных напряжений при прогнозировании поведения трещин в трубопроводах и при планировании мероприятий по их обслуживанию и ремонту. Дальнейшие исследования в этом направлении могут способствовать созданию более надежных и эффективных методик оценки технического состояния сварных соединений, что имеет критическое значение для промышленной безопасности и экономической эффективности эксплуатационных процессов.

Ключевые слова: коэффициент интенсивности напряжений, остаточные сварочные напряжения, рост трещины, метод конечных элементов



1. Введение

Процесс сварки оказывает существенное влияние на надежность создаваемых конструкций, работающих в различных условиях эксплуатации, в том числе при экстремально-холодном климате [1]. Это связано с наличием неизбежных факторов процесса сварки, которые могут спровоцировать преждевременное разрушение, снижающее общую эксплуатационную пригодность конструкций. Одним из таких значимых факторов являются остаточные сварочные напряжения (ОСН), возникающие в результате температурных градиентов и неоднородностей, образующихся при затвердевании и охлаждении сварочной ванны.

Остаточные сварочные напряжения представляют собой сложное напряженно-деформированное состояние, которое не исчезает после завершения сварочного процесса и остается в материале конструкции на длительное время. Эти напряжения могут достигать значительных величин и приводить к микроструктурным и макроструктурным изменениям в зоне соединения, создавая условия для формирования и развития трещин. Во взаимодействии с другими негативными факторами, такими как концентрация напряжений на дефектах, структурные несовершенства материала и неоднородность его свойств, ОСН могут значительно уменьшить срок службы сварных соединений, особенно для конструкций, эксплуатирующихся при климатически низких температурах [2–5].

При низких температурах материал конструкции становится более хрупким, что усиливает опасность, связанную с воздействием ОСН. Повышенная хрупкость материала приводит к снижению его сопротивления разрушению и к увеличению вероятности возникновения трещин. Вследствие этого при проектировании и эксплуатации сварных конструкций для условий эксплуатации при крайне низких температурах необходимо учитывать влияние ОСН.

Таким образом, при выполнении оценки ресурса сварного соединения конструкции необходимо учитывать воздействие поля ОСН. Прогнозирование долгосрочной надежности и безопасности эксплуатации таких сварных соединений требует комплексного подхода, включающего использование современных методов анализа напряженно-деформированного состояния, экспериментальные исследования и численное моделирование. Оценка влияния остаточных сварочных напряжений позволяет более точно определить допустимые эксплуатационные нагрузки, разработать эффективные методики неразрушающего контроля и установить оптимальные режимы сварки для минимизации возникающих напряжений. Это, в свою очередь, обеспечивает повышение общей надежности сварных соединений в условиях низкотемпературной эксплуатации и продлевает срок их службы.

2. Постановка задачи и методы решения

Известно, что остаточные напряжения оказывают различное влияние на долговечность сварных соединений в зависимости от их величины и характера распределения [6]. Неблагоприятными считаются растягивающие остаточные напряжения, которые снижают предел выносливости сварных соединений, тогда как сжимающие остаточные напряжения, наоборот, повышают усталостную прочность [7–9].

В ранее проведенной нами работе [10] экспериментально исследовались ОСН продольного заводского сварного соединения прямошовной трубы газопровода диаметром 530 мм с толщиной стенки 7 мм, полученного сваркой токами высокой частоты (ТВЧ). Определение остаточных напряжений производилось рентгеновским методом. В ходе исследований было выявлено, что в околошовной зоне продольного сварного соединения с внутренней стороны труб образуются растягивающие ОСН, уровень которых близок к пределу текучести основного металла. Это связано с тем, что продольный шов трубы, сокращаясь в результате усадки, вызывает изгиб длинных оболочек. Вследствие изгиба образуются растягивающие ОСН с внутренней стороны трубы, а сжимающие – с наружной. Хотя при изготовлении труб про-

изводится термообработка сварных соединений, в данном случае эта процедура не позволила полностью снять ОСН.

Известны случаи [10] возникновения сквозных трещин в продольных швах при эксплуатации газопроводов. Проведенное при этом обследование позволило установить, что наиболее активный рост трещин наблюдается в зоне распространения растягивающих ОСН, т. е. с внутренней стороны стенки трубы. С наружной стороны труб длины обнаруженных трещин были существенно меньше по сравнению с обратной, т. е. внутренней, стороной. Выявленное расхождение в длинах поверхностных трещин объясняется распределением ОСН: растягивающие – с внутренней стороны, сжимающие – с наружной. Но для более точной оценки влияния поля ОСН на развитие трещин в сварных соединениях труб нами были поставлены следующие цель и задачи настоящей работы: моделирование роста полуэллиптической продольной трещины в поле остаточных напряжений сварного соединения трубопровода; проведение расчета напряженно-деформированного состояния (НДС) и коэффициента интенсивности напряжений (КИН) модели трубопровода с трещиной под действием рабочего давления и ОСН; сравнение динамики роста трещины без учета ОСН и с учетом влияния поля ОСН.

В работе проведен комплексный расчет влияния остаточных напряжений на распространение продольной несквозной трещины в трубопроводе. Данная расчетная схема включает метод конечных элементов (МКЭ) и расчет на усталостную прочность. Расчет выполняется в двух условиях: без учета остаточных напряжений и с включением в расчет поля остаточных напряжений. В результате одной итерации МКЭ-расчета определяется амплитуда КИН, которая используется для расчета прироста трещины на данной итерации. Промежуточные данные о НДС и координатах фронта трещины записываются в отдельный файл. Вычисленные новые координаты узлов фронта трещины используются в следующей итерации. Таким образом, формируется траектория распространения трещины под действием заданных нагрузок.

Модель трещины полуэллиптической формы расположена на внутренней поверхности трубопровода вдоль направления ее оси. На рис. 1 показана схема расположения трещины в теле трубопровода.

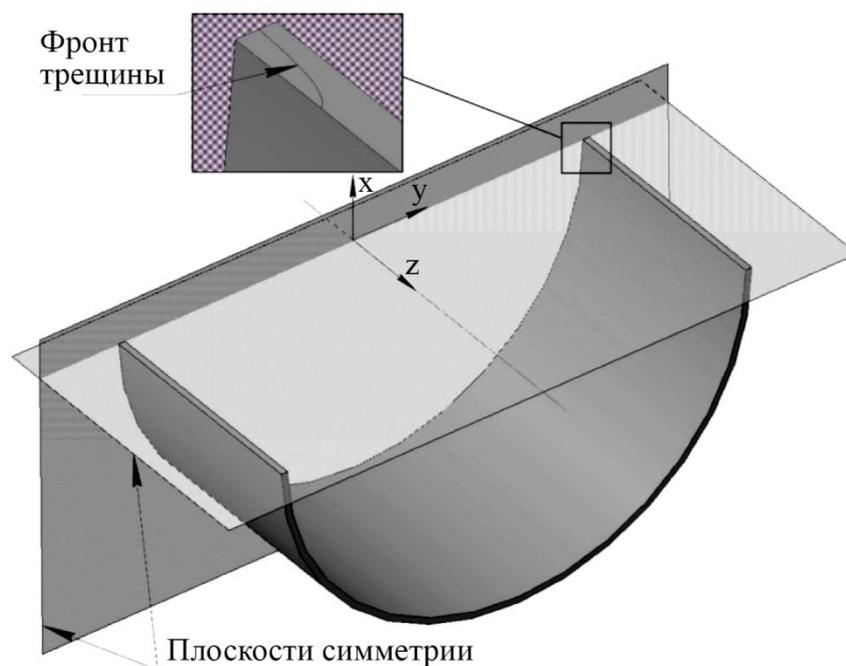


Рис. 1. Схема расположения полуэллиптической трещины в стенке трубопровода

Ввиду наличия симметрии по двум плоскостям, как показано на рис. 2, модель выполнена в виде половины части трубопровода. По плоскостям симметрии наложены граничные условия в виде ограничения перемещений, удовлетворяющие условиям симметрии. Геометрические размеры трубопровода приняты соответствующими размерам участка работающего магистрального газопровода. Внешний диаметр трубопровода принят равным 530 мм, а толщина стенки – 7 мм. Полудлина модели трубопровода принята равной 250 мм из условия достаточной удаленности дальнего торца от трещины и его малого влияния на локальное напряженно-деформированное состояние, возникающее у фронта трещины.

На внутренней поверхности трубопровода приложено давление от рабочих нагрузок, равное 5 МПа. В окрестности плоскости трещины заданы остаточные напряжения, соответствующие измеренным приборным значениям, действующие перпендикулярно к плоскости трещины. Распределение ОСН по толщине трубопровода задано в следующем виде: на внешней половине толщины стенки действуют сжимающие напряжения величиной 200 МПа, на внутренней – растягивающие, равные 450 МПа [11]. Линия вершины трещины имеет полуэллиптическую начальную форму. Глубина трещины – 0,5 мм, ширина – 2 мм. Выполнено сгущение сетки конечных элементов в области вершины трещины. Использованы 20-узловые трехмерные элементы SOLID186. Проведен проверочный расчет модели трубопровода без трещины и ОСН. Расчетная погрешность компонентов напряжений, главных напряжений не превысила 1 % по сравнению с теоретическими значениями. Конечно-элементная модель показана на рис. 2.

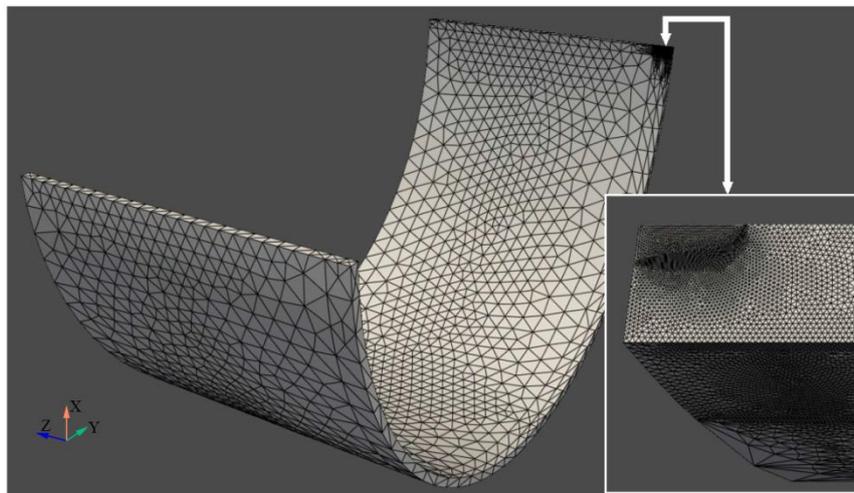


Рис. 2. Разбиение модели на сетку конечных элементов

С использованием инструментов пакета конечно-элементного анализа вычислены значения коэффициента интенсивности напряжений. Определение значений КИН производится встроенным в вычислительную программу методом интегрирования перемещений по нескольким контурам вокруг вершины трещины. Для каждого узла, принадлежащего линии фронта трещины, значение КИН усредняется по количеству контуров интегрирования. Результат вычислений НДС и значения КИН записываются в файл для дальнейшего расчета на усталостную прочность. Моделируется разгрузка рабочих напряжений до полного их отсутствия, ОСН остаются неизменными, рассчитывается амплитуда КИН. Рассчитывается этап стабильного роста трещины в соответствии с законом Пэриса со следующими коэффициентами: $m = 3,25$, $C = 2 \cdot 10^{-9}$. Определяется прирост трещины через определенное количество циклов нагружения. Вычисленные координаты узлов фронта трещины используются для проектирования геометрии модели для нового выполнения расчета. Средства автоматизированного проектирования позволяют использовать итеративный метод выполнения данных вычислительных задач.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 3 показаны НДС у фронта трещины в двух случаях: с учетом остаточных напряжений и без включения в расчет остаточных напряжений. Визуально наблюдается действие остаточных растягивающих напряжений на внутренней поверхности стенки по направлению роста трещины вдоль оси трубопровода. Остаточные сжимающие напряжения, напротив, действуют ближе к внешней поверхности стенки, препятствуя росту трещины вглубь, к наружной поверхности стенки трубопровода.

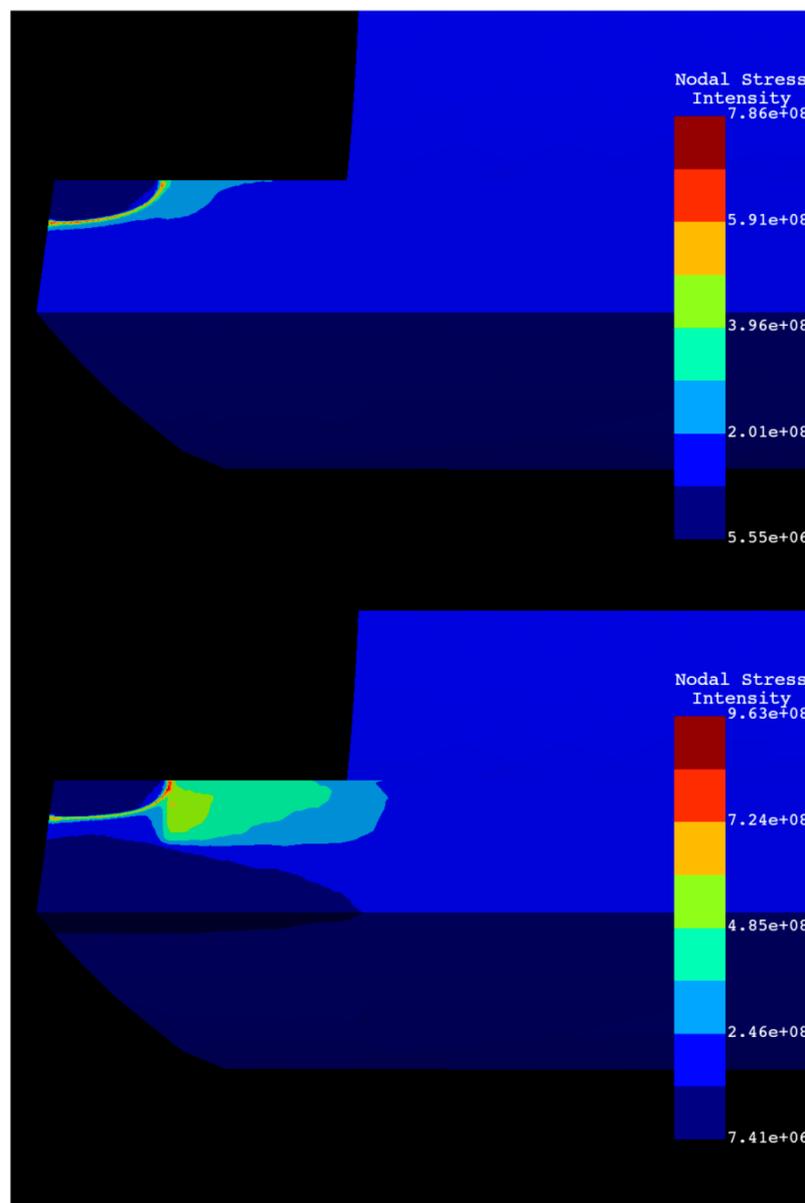


Рис. 3. НДС у вершины трещины: сверху – без остаточных напряжений, снизу – с учетом влияния остаточных напряжений

На рис. 4 показано развитие фронта трещины в поле остаточных напряжений и сравнение с условием, в котором отсутствует влияние остаточных напряжений. В условиях наличия поля остаточных напряжений виден значительный прирост трещины по направлению оси трубопровода, тогда как прирост при условии отсутствия остаточных напряжений по данному направлению практически отсутствует.

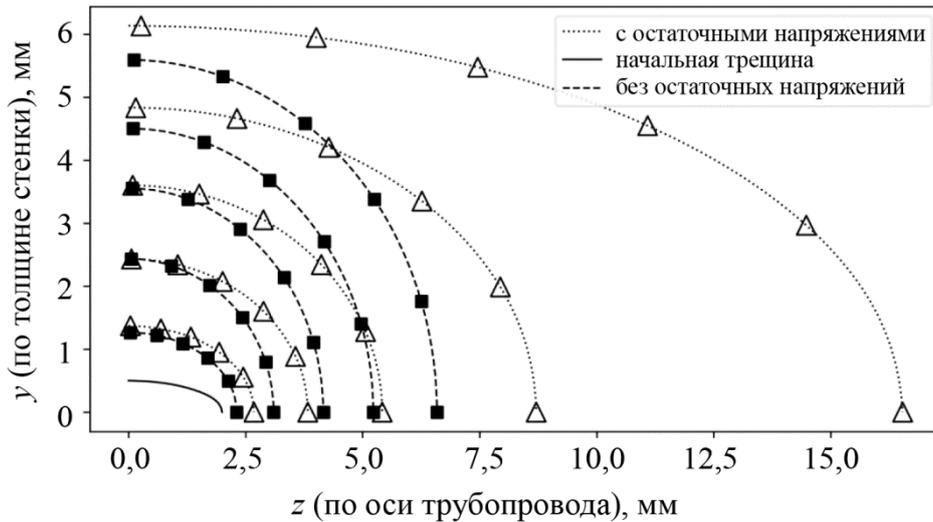


Рис. 4. Динамика усталостного развития фронта трещины

По результатам расчетов выявлено, что остаточные напряжения значительно влияют на распределение КИН по фронту трещины. Как видно из результатов расчета без учета ОСН, чем глубже по толщине расположен фронт трещины, тем больше значение КИН. Следовательно, дальнейший рост трещины будет происходить в сторону наружной поверхности стенки до тех пор, пока трещина не станет сквозной. ОСН, напротив, препятствуют росту трещины в глубину и способствуют росту трещины в ширину, по направлению оси трубопровода.

Вышеописанный характер распределения КИН по фронту трещины продемонстрирован на рис. 5. Распределение КИН по толщине стенки показано на верхних графиках. Можно заметить значительное увеличение значений КИН у внутренней поверхности стенки трубопровода ($y = 0$) при наличии остаточных напряжений (правый верхний график). На нижних графиках показано распределение КИН по направлению оси трубопровода. Также наблюдается значительное увеличение значений КИН у внутренней поверхности стенки и заметный рост трещины по оси z (нижний правый график).

Проведено сравнение конечных размеров трещины в момент, когда ее фронт достигает противоположной поверхности (трещина становится сквозной). Без учета остаточных напряжений значения прироста по осям y и z оказались приблизительно одинаковыми. При наличии остаточных напряжений прирост трещины в направлении оси трубопровода в момент ее выхода наружу оказался в три раза больше толщины стенки трубопровода. На данном примере, при толщине стенки 7 мм, прирост фронта трещины по оси z составил 20 мм. В целом скорость роста трещины при наличии остаточных напряжений увеличивается приблизительно в 1,75 раза. Результаты конечно-элементного моделирования сравнены с данными роста трещин в реальных сварных соединениях магистральных газопроводов. Было показано, что возникновение и рост макротрещин происходит в околошовной зоне сварных соединений тонкостенных магистральных газопроводов с внутренней стороны стенки трубы в зоне действия высоких растягивающих остаточных сварочных напряжений. При достижении фронта трещины противоположной стороны, когда трещина становится сквозной, ее форма приобретает вид, показанный на рис. 4. Ее особенностью является преобладание развития с внутренней стороны, в то время как с наружной стороны она остается визуально труднообнаружимой. Продольная длина трещины с внешней, визуально обнаруживаемой стороны, по сравнению с внутренними ее размерами, может отличаться в несколько раз. Если обнаружены подобные дефекты при планировании производства ремонтных работ, следует определить форму дефекта по всей толщине стенки трубопровода инструментальными методами контроля (например, ультразвуковым методом).

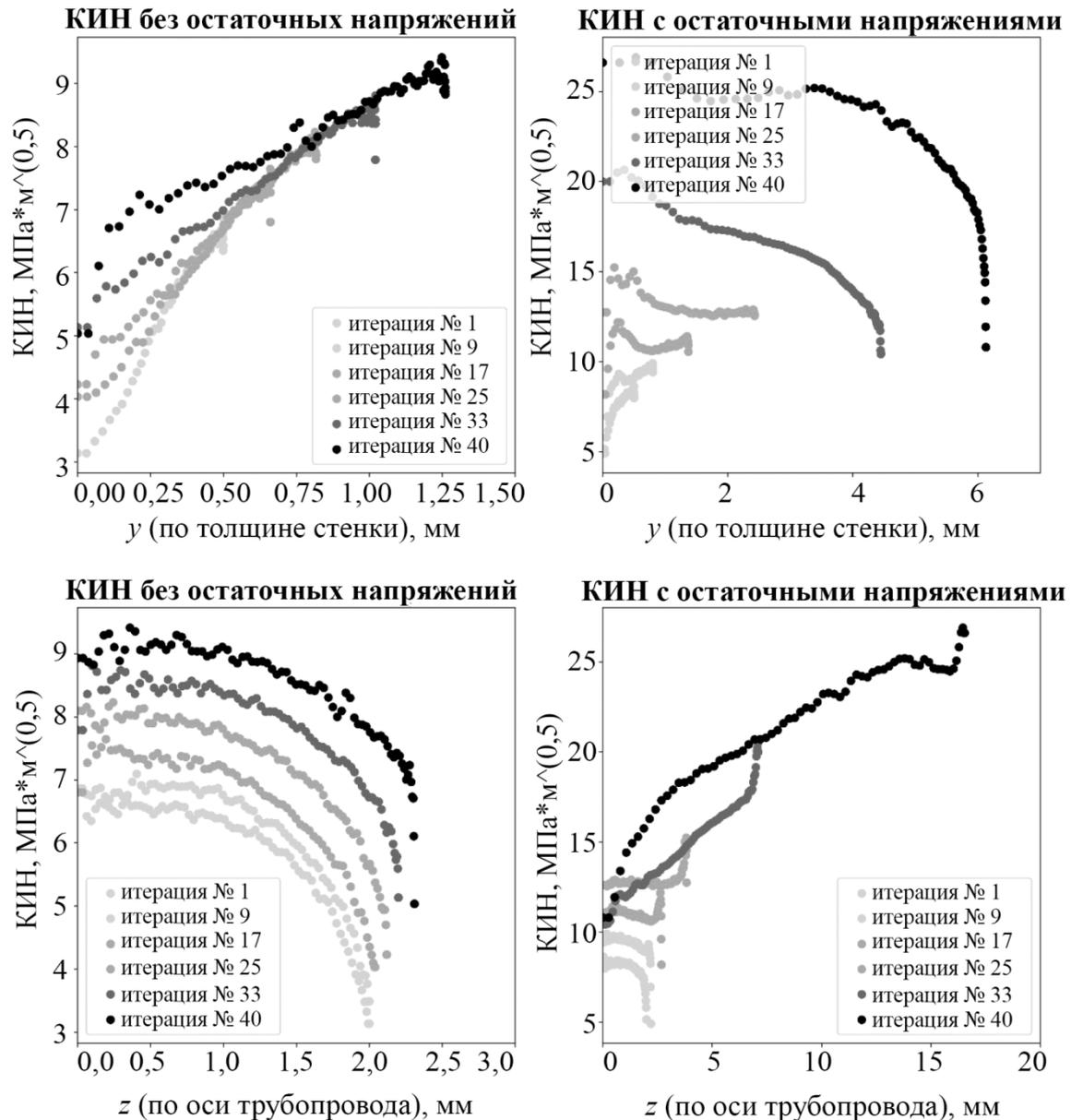


Рис. 5. Распределение КИН по фронту трещины (по координатам осей y и z)

4. Заключение

По результатам моделирования роста трещин в сварных соединениях тонкостенных магистральных газопроводов показано, что на их развитие могут существенно влиять уровень и характер распределения остаточных сварочных напряжений. Сложное напряженно-деформированное состояние, обусловленное ОСН, может существенно влиять на формоизменение и дальнейший рост трещин, расположенных на внутренней поверхности стенки трубопровода.

Характер распределения ОСН в подобных сварных соединениях обуславливает рост трещины вдоль оси трубопровода с внутренней стороны стенки, как показано на рис. 4. Максимальные значения КИН из-за воздействия ОСН приходится на ту часть фронта трещины, которая расположена близко к внутренней поверхности стенки трубопровода (рис. 5). По этой причине трещина имеет большую тенденцию к росту в ширину, по направлению оси z .



Для выбранной модели сравнительный анализ показал следующие результаты: максимальные значения КИН в случае наличия ОСН приблизительно в 2,7 раза превышают максимальные значения КИН в случае отсутствия ОСН.

Проведено сравнение конечных размеров трещины в момент, когда ее фронт достигает противоположной поверхности (трещина становится сквозной). Без учета остаточных напряжений значения прироста по осям y и z оказались приблизительно одинаковыми. При наличии остаточных напряжений прирост трещины в направлении оси трубопровода в момент ее выхода наружу оказался в три раза больше толщины стенки трубопровода. На данном примере, при толщине стенки 7 мм, прирост фронта трещины по оси z составил 20 мм.

Подобный характер роста трещин может затруднить их выявление приборными методами контроля и правильно интерпретировать форму и размеры трещины при планировании производства ремонтных работ.

Благодарность

Работа выполнена с использованием научного оборудования ЦКП ФИЦ «ЯНЦ СО РАН» в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (рег. № НИОКТР 122042000005-4, FWRS-2022-0002).

Литература

1. Поисковые исследования повышения надежности металлоконструкций ответственного назначения, работающих в условиях экстремальных нагрузок и низких климатических температур / Ю. Н. Сараев, С. В. Гладковский, Н. И. Голиков, А. С. Киселев, В. П. Безбородов, А. С. Гордынец, А. Г. Лунев, Д. А. Чинахов, А. А. Хайдарова, М. В. Тригуб // Научные технологии в проектах РНФ. Сибирь / под ред. С. Г. Псахье, Ю. П. Шаркеева. – Томск : Издательство НТЛ, 2017. – Гл. 5. – С. 134–202. – ISBN 978-5-89503607-5
2. Матохин Г. В., Воробьев А. Ю., Игуменов А. А. Оценка влияния остаточных сварочных напряжений на предел выносливости различных зон сварных соединений феррито-перлитных сталей // Сварка и диагностика. – 2015. – № 1. – С. 32–34.
3. Hiroyuki T. Stress intensity factor analysis and fatigue behavior of a crack in the residual stress field of welding // Journal of ASTM international. – 2005. – Vol. 2 (5). – P. 58–68. – DOI: 10.1520/JAI12558.
4. Ma N., Murakawa H., Ueda Y. Welding deformation and residual stress prevention. – Oxford : Butterworth-Heinemann, 2012. – 292 p. – DOI: 10.1016/C2011-0-06199-9. – ISBN 978-0-12-394804-5.
5. Копельман Л. А. Сопrotивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. – Ленинград : Машиностроение, 1978. – 232 с.
6. Макаров А. П., Храмовских В. А., Непомнящих К. А. Пути снижения остаточных сварочных напряжений в металлоконструкциях карьерных экскаваторов // Науки о земле и недропользование. – 2023. – № 1 (82). – С. 72–83.
7. Тажибаев А. Р., Тажибаева А. В., Бикбулатова Г. И. Методы выявления и снижения остаточных напряжений в сварных соединениях // Современные материалы, техника и технологии. – 2021. – № 5 (38). – С. 45–53.
8. Влияние остаточных напряжений в зонах сварного узла на сопротивление хрупким разрушениям / А. С. Загорин, Л. Л. Любимова, К. В. Буваков, А. С. Кулеш, А. А. Ташлыков, Р. Н. Кулеш // Известия ТПУ. – 2018. – № 10. – С. 128–142.
9. Кириллова В. А., Рыбакова Л. Ю. Экспериментальное исследование остаточных сварочных напряжений стыкового сварного соединения толстолистовой стали // Инженерный вестник Дона. – 2023. – № 7. – С. 333–342. – URL: <http://www.ivdon.ru/en/magazine/archive/n7y2023/8560>



10. Golikov N. I. Effect of residual stress on crack development in longitudinal welded joints of a gas pipeline // *Procedia Structural Integrity*. – 2020. – Vol. 30. – P. 28–32. – DOI: 10.1016/j.prostr.2020.12.006.
11. Deaconu V. Finite element modelling of residual stress – a powerful tool in the aid of structural integrity assessment of welded structures // *5th International Conference Structural Integrity of Welded Structures (ISCS2007)*, Timisora, Romania, November 20–21, 2007. – URL: <https://www.ndt.net/article/iscs2007/papers/10.pdf>



Received: 30.08.2024
Revised: 30.09.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.170-180

SPONTANEOUS VOLUME MAGNETOSTRICTION IN ANTIFERROMAGNETS AND ITS MANIFESTATION IN AN Fe–Rh ALLOY

E. Z. Valiev^a * and V. I. Bobrovskii^b

*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620137, Russia*

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0002-0760-0370>  valiev@imp.uran.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-4692-8889>  bobrovskii@imp.uran.ru

*Corresponding author. Email: valiev@imp.uran.ru

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russia
Tel./Fax: +7 (343) 374-0003

A formula for spontaneous volume magnetostriction of a two-sublattice antiferromagnet is obtained and discussed in detail in terms of an exchange striction model. The main feature of the formula is taking into account the dependence of volumetric strains on the directions of sublattice magnetization vectors. The calculation shows that this way it is possible to explain giant forced volume magnetostriction previously observed in the antiferromagnetic state of the Fe₅₀Rh₅₀ alloy. Besides, the temperature dependences of the specific volume and critical magnetic field of this alloy are calculated, and they are in a satisfactory agreement with the experiment.

Keywords: magnetic sublattices, magnetostriction, ferromagnets, antiferromagnets, exchange integrals, exchange striction model, magnetic phase transitions, magnetocaloric effect

Acknowledgment

The research was performed at the IMP Neutron Material Science Complex under the state assignment from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme Flux, No. 122021000031-8).

References

1. Fallot, M. Les alliages du fer avec les métaux de la famille du platine. *Annales de Physique*, 1938, 11 (10), 291–332. DOI: 10.1051/anphys/193811100291.
2. Staunton, J.B., Banerjee, R., Dos Santos Dias, M., Deak, A., and Szunyogh, L. Fluctuating local moments, itinerant electrons, and the magnetocaloric effect: compositional hypersensitivity of FeRh. *Physical Review B*, 2014, 89, 054427. DOI: 10.1103/PhysRevB.89.054427.
3. Zakharov, A.I., Kadomtseva, A.M., Levitin, R.Z., and Ponyatovskii, E.G. Magnetic and magnetoelastic properties of a metamagnetic iron–rhodium alloy. *Soviet Physics JETP*, 1964, 19 (6), 1348–1353.
4. Shirane, G., Chen, C.W., Flinn, P.A., and Nathans, R. Hyperfine fields and magnetic moments in the Fe–Rh system. *Journal of Applied Physics*, 1963, 34, 1044–1045. DOI: 10.1063/1.1729362.
5. Annaorazov, M.P., Asatryan, K.A., Myalikgulyev, G., Nikitin, S.A., Tishin, A.M., and Tyurin, A.L. Alloys of the Fe Rh system as a new class of working material for magnetic refrigerators. *Cryogenics*, 1992, 32 (10), 867–872. DOI: 10.1016/0011-2275(92)90352-B.



6. Zverev, V.I., Saletsky, A.M., Gimaev, R.R., Tishin, A.M., Miyanaga, T., and Staunton, J.B. Influence of structural defects on the magnetocaloric effect in the vicinity of the first order magnetic transition in Fe_{50.4}Rh_{49.6}. *Applied Physics Letters*, 2016, 108 (19), 192405. DOI: 10.1063/1.4949355.
7. Kouvel, J.S. and Hartelius, C.C. Anomalous magnetic moments and transformations in the ordered alloy FeRh. *Journal of Applied Physics*, 1962, 33 (3), 1343–1344. DOI: 10.1063/1.1728721.
8. Ibarra, M.R. and Algarabel, P.A. Giant volume magnetostriction in the FeRh alloy. *Physical Review B*, 1994, 50, 4196–4199. DOI: 10.1103/PhysRevB.50.4196.
9. Valiev, E.Z. and Bobrovskii, V.I. On the search of new magnetic materials for cryogenics. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2019, 4, 6–15. DOI: 10.17804/2410-9908.2019.4.006-015. Available at: http://dream-journal.org/issues/2019-4/2019-4_261.html
10. Kittel, C. Model of exchange-inversion magnetization. *Phys. Rev.*, 1960, 120, 335–342. DOI: 10.1103/PhysRev.120.335.
11. Gruner, M.E., Hoffman, T., and Entel, P. Instability of the rhodium magnetic moment as the origin of the metamagnetic phase transition in α -FeRh. *Physical Review B*, 2003, 67, 064415. DOI: 10.1103/PhysRevB.67.064415.
12. Sandratskii, L.M. and Mavropoulos, P. Magnetic excitations and femtomagnetism of FeRh: a first-principles study. *Physical Review B*, 2011, 83, 174408. DOI: 10.1103/PhysRevB.83.174408.
13. Bean, C.P. and Rodbell, D.S. Magnetic disorder as a first-order phase transformation. *Phys. Rev.*, 1962, 126, 104–115. DOI: 10.1103/PhysRev.126.104.
14. Valiev, E., Gimaev, R., Zverev, V., Kamilov, K., Pyatakov, A., Kovalev, B., and Tishin, A. Application of the exchange-striction model for the calculation of the FeRh alloys magnetic properties. *Intermetallics*, 2019, 108, 81–86. DOI: 10.1016/j.intermet.2019.02.015.
15. Valiev, E.Z. Isotropic magnetoelastic interaction in two-sublattice ferri- and antiferromagnets: mean-field approximation for the Heisenberg model. *Physics of Metals and Metallography*, 2003, 96 (2), 121–127.
16. Valiev, E.Z. and Kazantsev, V.A. Magnetocaloric effect in La(Fe_xSi_{1-x})₁₃ ferromagnets. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*, 2011, 113 (6), 1000–1005. DOI: 10.1134/S1063776111150118.
17. Valiev, E.Z. and Teplykh, A.E. Magnetovolume effects and effect of pressure on the temperature dependence of sublattice magnetization in H₀(Co_{0.9}Ga_{0.1})₂ compounds. *Crystallography Reports*, 2016, 61 (1), 89–93. DOI: 10.1134/S1063774516010259.
18. Landau, L.D. and Lifshitz, E.M. *Statistical Physics: Vol. 5*, Elsevier, 2013, 544 p. ISBN 9780080570464.
19. Ziman, J.M. *Principles of the Theory of Solids*, Cambridge University Press, Cambridge, 1972, 425 p. ISBN 0 521 29733 8.
20. Tyablikov, S.V. *Methods in the Quantum Theory of Magnetism*, Springer, New York, 1967, 354 p. ISBN 978-1-4899-7091-6.
21. Valiev, E.Z. Entropy and magnetocaloric effect in ferromagnets and antiferromagnets. *The Physics of Metals and Metallography*, 2007, 104, 8–12. DOI: 10.1134/S0031918X07070022.



Подана в журнал: 30.08.2024
УДК 537.622.6:537.634.2
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.170-180

САМОПРОИЗВОЛЬНАЯ ОБЪЕМНАЯ МАГНИТОСТРИКЦИЯ В АНТИФЕРРОМАГНЕТИКАХ И ЕЕ ПРОЯВЛЕНИЕ В СПЛАВЕ Fe–Rh

Э. З. Валиев^{a, *}, В. И. Бобровский^b

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620137, Россия*

^{a)} <https://orcid.org/0000-0002-0760-0370> valiev@imp.uran.ru;

^{b)} <https://orcid.org/0000-0002-4692-8889> bobrovskii@imp.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: valiev@imp.uran.ru
Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия
Тел.: +7 (343) 374-00-03; факс: +7 (343) 374-00-03

В терминах обменно-стрикционной модели получена и подробно обсуждается формула для самопроизвольной объемной магнитострикции двухподрешеточного антиферромагнетика. Основной особенностью формулы является учет зависимости объемных деформаций от направления векторов намагниченности подрешеток. Расчет показал, что таким образом можно объяснить гигантскую вынужденную объемную магнитострикцию, наблюдавшуюся ранее в антиферромагнитном состоянии сплава Fe₅₀Rh₅₀. Также рассчитаны и удовлетворительно согласуются с экспериментом температурные зависимости удельного объема и критического магнитного поля этого сплава.

Ключевые слова: магнитные подрешетки, магнитострикция, ферромагнетики, антиферромагнетики, обменные интегралы, обменно-стрикционная модель, магнитные фазовые переходы, магнитокалорический эффект

1. Введение

В упорядоченном сплаве Fe₅₀Rh₅₀ при повышении температуры наблюдается фазовый переход первого рода от антиферромагнитной (АФМ) фазы к ферромагнитной (ФМ) [1]. Этот переход происходит при температуре T_N , лежащей в температурной области от комнатной температуры до 400 К. Температура перехода сильно зависит от состава и присутствия дефектов кристаллической структуры [2]. Фазовый переход сопровождается увеличением объема приблизительно на 1 %, а кристаллическая структура (ОЦК, типа CsCl) не изменяется [3]. Нейтронно-дифракционными экспериментами [4] установлено, что в АФМ-фазе только атомы железа имеют магнитный момент $\mu_{Fe} \approx 3,2\mu_B$, а $\mu_{Rh} = 0$. При температурах выше T_N магнитный момент μ_{Fe} сохраняет свое значение, но возникает магнитный момент на атомах родия, $\mu_{Rh} \approx 1\mu_B$. Кроме того, при АФМ–ФМ переходе наблюдаются аномально большие изменения магнитной энтропии [5, 6], электросопротивления [7] и вынужденной объемной магнитострикции [8]. Максимальный магнитокалорический эффект наблюдается в эквиатомном Fe₅₀Rh₅₀ [6]. Эти свойства создают для сплава Fe₅₀Rh₅₀ перспективы использования в элементах памяти, а также в устройствах магнитного охлаждения [9] и магнитострикционных устройствах.

Для объяснения причин АФМ–ФМ перехода в данном материале были предложены различные механизмы: модель с инверсией знака обменного взаимодействия между атомами железа [10], теоретические исследования, основанные на вычислении электронной структу-



ры из первых принципов [11, 12], обменно-стрикционная модель ферромагнетиков [13, 14]. Однако единое мнение о причинах этого фазового перехода до сих пор отсутствует.

Целью настоящей работы является обобщение и развитие идей, обсуждаемых в работах [13, 14] для объяснения эффекта вынужденной гигантской объемной магнитострикции [8] и анализа природы АФМ–ФМ перехода в сплаве Fe–Rh. Результаты нашего расчета объясняют также температурную зависимость коэффициента линейного расширения и магнитного критического поля, экспериментально установленную в работе [8].

2. Постановка задачи и методы решения

Для нашего анализа используем модель антиферромагнетика (АФ), состоящего из двух эквивалентных магнитных подрешеток, ограничившись вдобавок случаем магнитоизотропного кристалла. Обозначим через 1 и 2 узлы первой и второй подрешеток и условимся считать, что внутри подрешеток имеет место ферромагнитное упорядочение, а между подрешетками – антиферромагнитное. В соответствии с этим примем, что для обменных интегралов между атомами внутри подрешеток 1 и 2 выполняется соотношение $J_{11} = J_{22} > 0$, а между атомами различных подрешеток – соотношение $J_{12} = J_{21} < 0$. При этом спины атомов подрешеток будем обозначать $s_1 = s_2 = s$.

Наш расчет объемной магнитострикции АФ основан на обобщении обменно-стрикционной модели ферромагнетика, впервые предложенной Бином и Родбеллом в работе [13]. Обобщение этой модели для случая магнитоупорядоченных систем с двумя магнитными подрешетками дано в работе [15] (см. также [16, 17]). В настоящей работе мы сосредоточимся на более глубоком, чем это было сделано в работах [15–17], рассмотрении поведения магнитострикции антиферромагнетика.

В рамках такого подхода термодинамический потенциал, учитывающий обменную энергию кристалла, энергию изотропных объемных деформаций и фононный вклад в приближении Дебая, можно записать в следующем виде:

$$F = \frac{1}{2}n J_{11}s^2\sigma_1^2 + \frac{1}{2}nJ_{22}s^2\sigma_2^2 + nJ_{12}\sigma_1\sigma_2 (\mathbf{e}_1\mathbf{e}_2)s^2 - nkT [\ln Z(y_1) + \ln Z(y_2)] + \frac{1}{2}B\omega^2 + P\omega + NkT \left[3\ln \left(1 - \exp \left(-\frac{\Theta}{T} \right) - D(\Theta/T) \right) \right]. \quad (1)$$

Здесь:

$$y_1 = \frac{s}{kT} [2\mu_B (\mathbf{e}_1\mathbf{H}) + J_{11}s\sigma_1 + J_{12} (\mathbf{e}_1\mathbf{e}_2)s\sigma_2];$$

$$y_2 = \frac{s}{kT} [2\mu_B (\mathbf{e}_2\mathbf{H}) + J_{22}s\sigma_2 + J_{12} (\mathbf{e}_1\mathbf{e}_2)s\sigma_1];$$

$$Z(y_1) = sh \left(\left[1 + \frac{1}{2s} \right] y_1 \right) / sh \left(\frac{1}{2s} y_1 \right);$$

$$Z(y_2) = sh \left(\left[1 + \frac{1}{2s} \right] y_2 \right) / sh \left(\frac{1}{2s} y_2 \right);$$

σ_1 и σ_2 – приведенные намагниченности подрешеток антиферромагнетика;

$\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2$ – единичные векторы направлений намагниченности подрешеток антиферромагнетика;

\mathbf{H} – внешнее магнитное поле;

$\omega = \Delta V/V$ – относительное изменение объема V ;

P – давление;

B – модуль всестороннего сжатия;

Θ – температура Дебая;

$D(\Theta/T)$ – функция Дебая [18];



$J_{11}, J_{22} > 0$ и $J_{12} < 0$ – внутривузельный и межузельный обменные интегралы антиферромагнетика;

$J_{11} = J_{22} = J_{11}^0 + \gamma_1 \omega$ с учетом магнитоупругого взаимодействия в линейном приближении по ω ;

$$J_{12} = J_{12}^0 + \gamma_2 \omega ;$$

$$\Theta = \Theta_0 - \Gamma \omega ;$$

γ_1, γ_2 и Γ – константы магнитоупругого взаимодействия и Грюнайна соответственно;

n – число атомов в единице объема одной подрешетки антиферромагнетика (половина атомов железа в единице объема сплава Fe–Rh);

N – полное число атомов в единице объема сплава.

Формула (1) является обобщением модели Бина – Родбелла для двухузельного антиферромагнетика, дополненной учетом теплового расширения решетки через зависимость температуры Дебая от объема [14, 16, 17]. Первые 4 слагаемых в выражении (1) описывают магнитный вклад с учетом магнитоупругого взаимодействия, а слагаемые 5 и 6 – энергию объемных деформаций. Последнее слагаемое – это фононный вклад в приближении Дебая – Грюнайна [18, 19].

Равновесные значения для намагниченности подрешеток и относительного изменения объема следуют из условия минимума термодинамического потенциала (1) по переменным σ_1, σ_2 и ω , давая в результате формулы для расчета температурных зависимостей намагниченности подрешеток и относительного изменения объема:

$$\sigma_1 = Z'(y_1)/Z(y_1) = B_s(y_1) ; \quad \sigma_2 = Z'(y_2)/Z(y_2) = B_s(y_2), \quad (2)$$

где $B_s(y)$ – функция Бриллюэна для спина s .

Выполнив с учетом $J_{11} = J_{22} = J_{11}^0 + \gamma_1 \omega, J_{12} = J_{12}^0 + \gamma_2 \omega$ дифференцирование $\partial F/\partial \omega, \partial y_1/\partial \omega, \partial y_2/\partial \omega$, из условия $\partial F/\partial \omega = 0$ после простых, хотя и несколько громоздких преобразований можно получить

$$B \omega = \frac{1}{2} n s^2 \gamma_1 [\sigma_1^2 + \sigma_2^2] + n s^2 \sigma_1 \sigma_2 \gamma_2 (\mathbf{e}_1 \mathbf{e}_2) - P + 3kN \frac{T}{\Theta} \Gamma D(T/\Theta). \quad (3)$$

Отметим, что формула (3) является обобщением соответствующего выражения, полученного в работе [14] для частного случая $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma; \gamma_1 = 0; \gamma_2 = \gamma; (\mathbf{e}_1 \mathbf{e}_2) = -1$.

В этом выражении первые два слагаемых – это объемная магнитострикция антиферромагнетика, последние слагаемые учитывают влияние всестороннего давления и тепловое расширение решетки.

Отличительной особенностью уравнения (3) является учет зависимости относительного изменения объема (самопроизвольной магнитострикции) антиферромагнетика от взаимной ориентации намагниченностей подрешеток (т. е. векторов \mathbf{e}_1 и \mathbf{e}_2). Отметим, что при переходе в магнитном поле от антиферромагнитного ($\mathbf{e}_1 \mathbf{e}_2$) = -1 состояния к ферромагнитному ($\mathbf{e}_1 \mathbf{e}_2$) = +1 изменение ω может составлять несколько процентов.

Равновесные конфигурации спиновых моментов двухузельного магнетика в магнитном поле, направленном по оси z , определяются из решения известной системы уравнений [20–21]

$$\begin{cases} (J_{11} s^2 \sigma_1^2 + \lambda_1) e_1^\alpha + J_{12} s^2 \sigma_1 \sigma_2 e_2^\alpha = 2 s \sigma_1 \mu_B H \delta_{\alpha z} \\ J_{12} s^2 \sigma_1 \sigma_2 e_1^\alpha + (J_{11} s^2 \sigma_2^2 + \lambda_2) e_2^\alpha = -2 s \sigma_2 \mu_B H \delta_{\alpha z} \end{cases}, \quad (4)$$

где $\alpha = x, y, z; \lambda_1, \lambda_2$ – неопределенные множители Лагранжа, $\delta_{\alpha\beta}$ – символ Кронекера.



Как показано в работе [20], уравнения (4) имеют решения двух типов. Одно из них соответствует обращению в нуль определителя системы (4), другое возникает, когда этот определитель не равен нулю.

В первом случае из условия разрешимости системы уравнений (4) получаем для множителей Лагранжа:

$$\lambda_1 = -J_{11}s^2\sigma_1^2 + J_{12}s^2\sigma_1\sigma_2; \quad \lambda_2 = -J_{11}s^2\sigma_2^2 + J_{12}s^2\sigma_1\sigma_2,$$

а для намагниченностей подрешеток имеем

$$\begin{cases} J_{12}s^2\sigma_1\sigma_2 (e_1^{x,y} + e_2^{x,y}) = 0 \\ J_{12}s^2\sigma_1\sigma_2 (e_1^z + e_2^z) = -2s\sigma_1\mu_B H \end{cases} \quad (5)$$

Выбором ориентации осей системы координат получаем в качестве решения первого уравнения (5): $e_1^y = e_2^y = 0$; $e_1^x = -e_2^x$. Тогда из второго уравнения с учетом принятого нами соотношения $\sigma_1 = \sigma_2$ следует $e_1^z = e_2^z = \mu_B H / H_c$, где введено следующее обозначение:

$$H_c = (s|J_{12}|\sigma) / \mu_B. \quad (6)$$

После этого из условия нормировки $|e_1| = |e_2| = 1$ для компонентов этих векторов следует

$$e_1^z = e_2^z = H/H_c; \quad e_1^x = -e_2^x = [1 - (H/H_c)^2]^{1/2}; \quad (e_1 e_2) = 2(H/H_c)^2 - 1. \quad (7)$$

Имеющее физический смысл решение системы требует действительных значений компонент e_1^x, e_2^x , для чего необходимо $H \leq H_c$.

В случае же $H > H_c$ решением системы (5) является

$$e_1^z = e_2^z = 1; \quad e_1^y = e_2^y = 0; \quad e_1^x = e_2^x = 0.$$

Здесь спины обеих подрешеток ориентированы вдоль внешнего поля, и реализуется ферромагнитное упорядочение. Значение напряженности внешнего поля H_c , при котором один тип решений переходит к другому, очевидно, имеет смысл критического магнитного поля.

3. Результаты и обсуждение

В качестве отправной точки применения изложенного выше подхода для описания свойств Fe–Rh и сравнения их с экспериментом примем для фигурирующих в формуле (3) параметров следующие значения: $\gamma_1 = 0$, $\gamma_2 = \gamma > 0$. Такой выбор согласуется с гипотезой Киттеля о зависимости интеграла обмена между подрешетками АФ от объема и с экспериментальным фактом, согласно которому объем материала в АФМ-состоянии уменьшается по сравнению с парамагнитным состоянием (в АФМ-фазе при $H = 0$ выполняется $(e_1 e_2) = -1$). Тем самым мы принимаем в качестве исходного факта существование отрицательной самопроизвольной объемной магнитострикции АФМ-фазы в сплаве Fe–Rh. Как показано в работе [14], это позволяет также объяснить увеличение температуры Нееля в Fe–Rh под давлением.

Таким образом, формула (3) принимает вид

$$\omega = [ns^2\sigma_1\sigma_2\gamma (e_1 e_2) - P + 3kN (T/\Theta) \Gamma D(T/\Theta)]/B. \quad (8)$$

Здесь обменный интеграл $J_{12} = J_{12}^0 + \gamma\omega$ зависит от объема. Как показывают численные расчеты и анализ, зависимость температуры Нееля от объема (давления) определяется только теми слагаемыми в (8), которые не зависят от намагниченности. Это позволяет нам считать, что в формуле (6) для H_c можно положить

$$J_{12} = J_{12}^0 + \gamma [3kN (T/\Theta) \Gamma D(T/\Theta)]/B. \quad (9)$$

Формулы (7–9) мы используем для расчетов зависимостей $\omega(H)$, $\omega(T)$, $H_c(T)$, чтобы сравнить их с экспериментальными данными работы [8].

В итоге выражение для температурной зависимости коэффициента линейного расширения $\Delta l/l = \omega(T) / 3$ при $P = 0$ принимает вид

$$\Delta l/l = [-ns^2\sigma^2\gamma + 3kN (T/\Theta) \Gamma D(T/\Theta)]/3B. \quad (10)$$

Здесь учтено, что в АФМ-фазе $(e_1 e_2) = -1$; $y_1 = y_2 = y$; $H = 0$.

Результат расчета температурной зависимости коэффициента линейного расширения представлен на рис. 1.

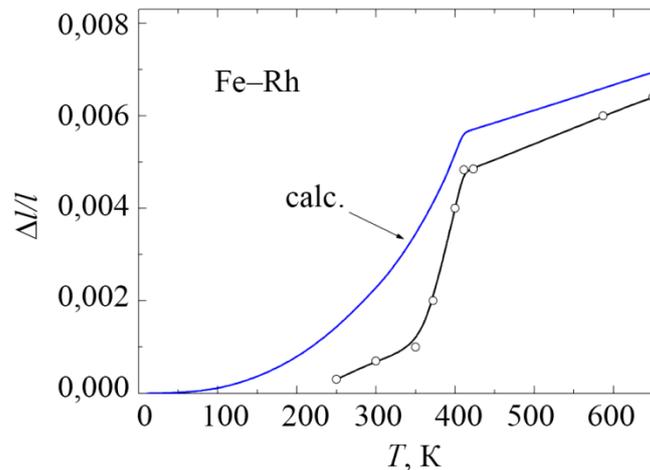


Рис. 1. Температурная зависимость коэффициента линейного расширения: синяя линия – результат расчета, черная – экспериментальные данные из [8]

Значение $\Delta l/l$ в формуле (10) при 0 К равно $-ns^2\sigma^2\gamma/3$, то есть 1/3 максимальной величины отрицательной объемной магнитострикции сплава при $T = 0$ К. На данном рисунке расчетная кривая искусственно смещена вверх на это значение, чтобы ярче продемонстрировать взаимный ход обеих кривых, обеспечив их совпадение в начале координат.

При расчетах были приняты следующие численные значения фигурирующих в формуле физических величин: $J_{11}^0 = 4,49 \cdot 10^{-14}$ эрг; $J_{12}^0 = -0,30 \cdot 10^{-14}$ эрг; $\gamma = 6 \cdot 10^{-13}$ эрг; $\Theta = 450$ К; $\Gamma = 500$ К; $N = 7,4 \cdot 10^{22}$ см⁻³; $n = N/4$; $B = 2 \cdot 10^{22}$ эрг/см³; $s = 3/2$.

Необходимые для расчетов значения параметров выбирались следующим образом. Величины обменных интегралов J_{12}^0 и J_{11}^0 подбирались так, чтобы получить $T_N \approx 410$ К и $H_c \approx 10$ Тл, а постоянные магнитоупругого взаимодействия и Грюнайзена (γ и Γ) – так, чтобы получить объемную магнитострикцию $\omega \approx 0,01$ и заданный темп теплового расширения. Остальные величины, так же как в [14], выбраны из имеющихся экспериментальных данных.

Из выражений (7) и (8) следует, что при $P = 0$ зависимость объемной магнитострикции от магнитного поля имеет вид

$$\omega = [ns^2\sigma^2\gamma (2(H/H_c)^2 - 1) + 3kN (T/\Theta) \Gamma D(T/\Theta)]/B. \quad (11)$$

На рис. 2 приведен результат расчета объемной магнитострикции в зависимости от магнитного поля при температуре 350 К. При этом полученная по формуле (11) расчетная кривая смещена в положительном направлении оси ординат, так чтобы $\omega = 0$ при $H = 0$, $T = 350$ К (т. е. на величину $[-ns^2\sigma^2\gamma + 3kN(T/\Theta) \Gamma D(T/\Theta)] / 3B$, взятую при значениях $T = 350$ К, $\sigma(T = 350 \text{ К}) = 0,673$, соответствующих экспериментальной кривой). Как и на предыдущем рисунке, этим обеспечивается совпадение кривых в начале координат. Как следует из рис. 1 и 2, результаты наших расчетов удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными работы [8].

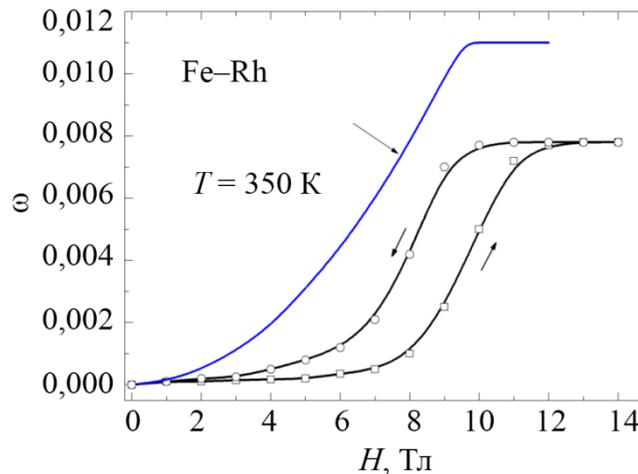


Рис. 2. Вынужденная объемная магнитострикция сплава Fe–Rh: синяя линия – расчет по формуле (11), черная – эксперимент [8]

Согласно формуле (9) обменный интеграл J_{12} и критическое магнитное поле при некоторой температуре могут обратиться в нуль. Это означает неустойчивость АФМ-состояния и фазовый переход. При $H > H_c$ устойчивым является ферромагнитное состояние.

На рис. 3 приведена температурная зависимость критического магнитного поля, рассчитанного по формулам (6), (9). Температурная зависимость $\sigma(T)$ в формуле (9) определена по формулам (2) при $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma$. Результаты этого расчета также неплохо согласуются с экспериментальными данными из работы [8].

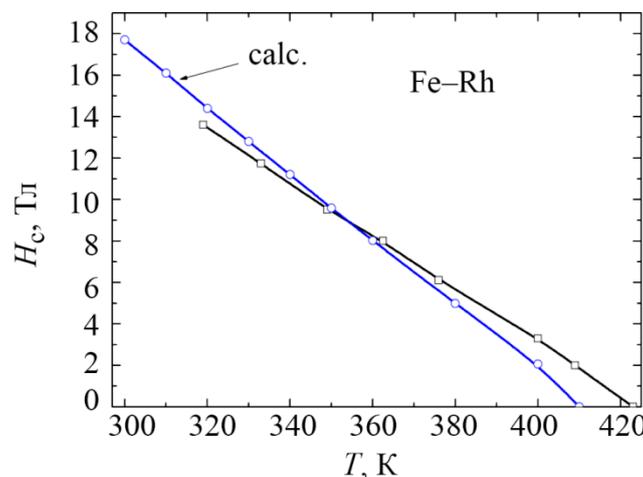


Рис. 3. Температурная зависимость критического магнитного поля: синяя линия – расчет, черная – эксперимент [8]

На рис. 4 мы привели также температурную зависимость обменного интеграла J_{12} , рассчитанную по формуле (9). Видно, что этот обменный интеграл изменяет знак в окрестности температуры Нееля $T_N \approx 410$ К.

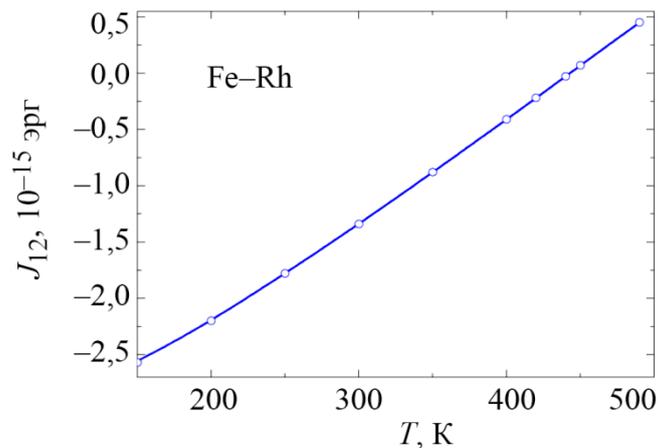


Рис. 4. Рассчитанная по формуле (9) зависимость обменного интеграла антиферромагнетика Fe–Rh от температуры

Таким образом, наше предположение (см. также [14]) об отрицательной самопроизвольной объемной магнитострикции АФМ-фазы сплава Fe–Rh не только позволяет объяснить зависимости $\Delta l/l$ и H_c от температуры и гигантскую магнитострикцию этого сплава, но и согласуется с гипотезой Ч. Киттеля [10] об инверсии знака обменного интеграла J_{12} в точке фазового перехода.

4. Заключение

В настоящей работе получена формула для самопроизвольной объемной магнитострикции двухподрешеточного антиферромагнетика (АФ), примененная затем для объяснения гигантской индуцированной объемной магнитострикции в сплаве Fe–Rh, обнаруженной в работе [8]. Наш расчет позволяет удовлетворительно объяснить основные экспериментальные факты, приведенные в работе [8], а также предсказать неустойчивость АФМ-состояния в сплаве Fe–Rh, связанную с зависимостью обменного интеграла АФ от объемных деформаций. Этот факт подтверждает гипотезу Киттеля [10] об инверсии знака обменного интеграла при АФМ–ФМ переходе в сплаве Fe–Rh. Тем самым показано, что особенности поведения тепловых и магнитных характеристик двухподрешеточных магнетиков, отличающихся наличием высокой объемной магнитострикции, могут быть успешно описаны в рамках подхода, базирующегося на модели Бина – Родбелла, дополненной учетом теплового расширения решетки через зависимость температуры Дебая от объема. При этом очевидно, что использованная нами модель носит несколько ограниченный и упрощенный характер и нуждается в дальнейшем развитии. Например, экспериментальные факты [8] указывают на существование ярко выраженного фазового перехода I рода в точке Нееля со значительным гистерезисом, в то время как у нас фазовый переход непрерывный. По нашему мнению, этот факт связан с тем, что в наших расчетах не учитываются возможная магнитокристаллическая анизотропия АФМ-фазы сплава Fe–Rh и роль подсистемы атомов родия в этой фазе. Можно надеяться, что развитый подход окажется полезным при исследовании новых магнитных систем.



Благодарность

Результаты исследования получены в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Поток», № 122021000031-8), выполнявшегося на базе уникальной научной установки «Нейтронный материаловедческий комплекс ИФМ».

Литература

1. Fallot M. Les alliages du fer avec les métaux de la famille du platine // *Annales de Physique*. – 1938. – Vol. 11 (10). – P. 291–332. – DOI: 10.1051/anphys/193811100291.
2. Fluctuating local moments, itinerant electrons, and the magnetocaloric effect: compositional hypersensitivity of FeRh / J. B. Staunton, R. Banerjee, M. Dos Santos Dias, A. Deak, L. Szunyogh // *Physical Review B*. – 2014. – Vol. 89. – P. 054427. – DOI: 10.1103/PhysRevB.89.054427.
3. Magnetic and magnetoelastic properties of a metamagnetic iron–rhodium alloy / A. I. Zakharov, A. M. Kadomtseva, R. Z. Levitin, E. G. Ponyatovskii // *Soviet Physics JETP*. – 1964. – Vol. 19 (6). – P. 1348–1353.
4. Hyperfine fields and magnetic moments in the Fe Rh system / G. Shirane, C. W. Chen, P. A. Flinn, R. Nathans // *Journal of Applied Physics*. – 1963. – Vol. 34. – P. 1044–104. – DOI: 10.1063/1.1729362.
5. Alloys of the Fe Rh system as a new class of working material for magnetic refrigerators / M. P. Annaorazov, K. A. Asatryan, G. Myalikgulyev, S. A. Nikitin, A. M. Tishin, A. L. Tyurin // *Cryogenics*. – 1992. – Vol. 32 (10). – P. 867–872. – DOI: 10.1016/0011-2275(92)90352-B.
6. Influence of structural defects on the magnetocaloric effect in the vicinity of the first order magnetic transition in Fe_{50.4}Rh_{49.6} / V. I. Zverev, A. M. Saletsky, R. R. Gimaev, A. M. Tishin, T. Miyanaga, J. B. Staunton // *Applied Physics Letters*. – 2016. – Vol. 108 (19). – P. 192405. – DOI: 10.1063/1.4949355.
7. Kouvel J. S., Hartelius C. C. Anomalous magnetic moments and transformations in the ordered alloy FeRh // *Journal of Applied Physics*. – 1962. – Vol. 33 (3). – P. 1343–1344. – DOI: 10.1063/1.1728721.
8. Ibarra M. R., Algarabel P. A. Giant volume magnetostriction in the FeRh alloy // *Physical Review B*. – 1994. – Vol. 50. – P. 4196–4199. – DOI: 10.1103/PhysRevB.50.4196.
9. Valiev E. Z., Bobrovskii V. I. On the search of new magnetic materials for cryogenics // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2019. – Iss. 4. – P. 6–15. – DOI: 10.17804/2410-9908.2019.4.006-015. – URL: http://dream-journal.org/issues/2019-4/2019-4_261.html
10. Kittel C. Model of exchange-inversion magnetization // *Phys. Rev.* – 1960. – Vol. 120 (2). – P. 335–342. – DOI: 10.1103/PhysRev.120.335.
11. Gruner M. E., Hoffman T., Entel P. Instability of the rhodium magnetic moment as the origin of the metamagnetic phase transition in α -FeRh // *Physical Review B*. – 2003. – Vol. 67. – P. 064415. – DOI: 10.1103/PhysRevB.67.064415.
12. Sandratskii L. M., Mavropoulos P. Magnetic excitations and femtomagnetism of FeRh: a first-principles study // *Physical Review B*. – 2011. – Vol. 83. – P. 174408. – DOI: 10.1103/PhysRevB.83.174408.
13. Bean C. P., Rodbell D. S. Magnetic disorder as a first-order phase transformation // *Phys. Rev.* – 1962. – Vol. 126. – P. 104–115. – DOI: 10.1103/PhysRev.126.104.
14. Application of the exchange-striction model for the calculation of the FeRh alloys magnetic properties / E. Valiev, R. Gimaev, V. Zverev, K. Kamilov, A. Pyatakov, B. Kovalev, A. Tishin // *Intermetallics*. – 2019. – Vol. 108. – P. 81–86. – DOI: 10.1016/j.intermet.2019.02.015.
15. Valiev E. Z. Isotropic magnetoelastic interaction in two-sublattice ferri- and antiferromagnets: mean-field approximation for the Heisenberg model // *Physics of Metals and Metallography*. – 2003. – Vol. 96 (2). – P. 121–127.



16. Valiev E. Z., Kazantsev V. A. Magnetocaloric effect in $\text{La}(\text{Fe}_x\text{Si}_{1-x})_{13}$ ferromagnets // Journal of Experimental and Theoretical Physics. – 2011. – Vol. 113 (6). – P. 1000–1005. – DOI: 10.1134/S1063776111150118.
17. Valiev E. Z., Teplykh A. E. Magnetovolume effects and effect of pressure on the temperature dependence of sublattice magnetization in $\text{H}_0(\text{Co}_{0.9}\text{Ga}_{0.1})_2$ compounds // Crystallography Reports. – 2016. – Vol. 61 (1). – P. 89–93. – DOI: 10.1134/S1063774516010259.
18. Landau L. D., Lifshitz E. M. Statistical Physics : vol. 5. – Elsevier, 2013. – 544 p. – ISBN 9780080570464.
19. Ziman J. M. Principles of the Theory of Solids. – Cambridge : Cambridge University Press, 1972. – 425 p. – ISBN 0 521 29733 8.
20. Tyablikov S. V. Methods in the Quantum Theory of Magnetism. – New York : Springer, 1967. – 354 p. – ISBN 978-1-4899-7091-6.
21. Valiev E. Z. Entropy and magnetocaloric effect in ferromagnets and antiferromagnets // The Physics of Metals and Metallography. – 2007. – Vol. 104. – P. 8–12. – DOI: 10.1134/S0031918X07070022.



Received: 24.06.2024
Revised: 16.10.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.181-194

THE EFFECT OF THE ELECTRICAL RESISTIVITY OF CONDUCTIVE COPPER CONNECTIONS ON THE RELIABILITY OF TESTING THE SOLDERING QUALITY OF CLAMP SIDE WALLS BY THE AMPLITUDE EDDY CURRENT METHOD

L. K. Kogan^{a,*} and A. N. Stashkov^b

*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620137, Russia*

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0003-2725-3748>  lhkogan@imp.uran.ru;
^{b)}  <https://orcid.org/0000-0003-2169-274X>  stashkov@imp.uran.ru

Corresponding author. Email: lhkogan@imp.uran.ru
Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russia
Tel.: +7 (343) 378-3827

A transformer eddy-current transducer with rectangular notches in the poles of its U-shaped core is used to study the effect of a change in electrical resistivity of M1 copper within the range between 0.01724 and 0.01748 $\mu\Omega\cdot\text{m}$ according to GOST 193-79 and GOST 1173-2006 on the error in determining the soldering quality of the side walls of clamps with lead ends of current-carrying rods, which are used to connect stator windings in state-of-the-art designs of hydro- and turbogenerators. Specimens made at different times and received from different power engineering enterprises are studied. It is found that, when the relative difference of electrical resistivity varies within 1.36%, the error in evaluating the level of soldering of the side walls of clamps does not exceed 15.5%. This must be taken into account when performing eddy current testing.

Keywords: eddy current inspection, power equipment, conductive connections, electrical resistivity, soldering, eddy current transducer with rectangular notches in the poles of a U-shaped core, double-frequency testing of soldering, reliability of testing

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment from the Russian Ministry of Science and Higher Education (theme Diagnostics, No 122021000030-1). We are grateful to V. A. Syasko and P. V. Solomenchuk, staff members of Konstanta Ltd, for the providing us with a set of SO-220 certified resistivity specimens.

References

1. Chelly A., Glass, S., Belhassen, J., Karsenty, A. Broad review of four-point probe correction factors: enhanced analytical model using advanced numerical and experimental cross-examination. *Results in Physics*, 2023, 48, 106445–106454. DOI: 10.1016/j.rinp.2023.106445.
2. Gutiérrez-Vargas, G., Ruiz, A., López-Morelos, V.H., Kim, J.-Y., González-Sánchez, J., and Medina-Flores, A. Evaluation of 475°C embrittlement in UNS S32750 super duplex stainless steel using four-point electric conductivity measurements. *Nuclear Engineering and Technology*, 2021, 53 (9), 2982–2989. DOI: 10.1016/j.net.2021.03.018.
3. Huang, P., Ding, Y., Li, J., Xu, L., and Xie, Y. Conductivity estimation of non-magnetic materials using eddy current method *Nondestructive Testing and Evaluation*, 2022, 38 (1), 130–146. DOI: 10.1080/10589759.2022.2077939.



4. Ye, C., Su, Z., Rosell, A., Udpa, L., Udpa, S., Capobianco, T., and Tamburrino, A. A decay time approach for linear measurement of electrical conductivity. *NDT & E International*, 2019, 102, 169–174. DOI: 10.1016/j.ndteint.2018.12.001.
5. Mirzaei, M, Ripka, P, and Grim, V. Conductivity measurement of nonferrous plates using a novel sensor with triangular arrangements of triple coils. In: *2022 Joint MMM InterMag Conference (INTERMAG)*, New Orleans, LA, USA, 2022, pp. 1–5. DOI: 10.1109/INTERMAG39746.2022.9827796.
6. Gao, P., Wang, C., Li, Y., and Cong, Z. Electromagnetic and eddy current NDT in weld inspection: a review. *Insight*, 2015, 57 (6), 337–345. DOI: 10.1784/insi.2015.57.6.337.
7. Tesfalem, H., Peyton, A., Fletcher, A., Brown, M., and Chapman, B. Eddy current sensor and inversion technique for estimation of the electrical conductivity profile of the graphite bricks in an advanced gas-cooled reactor core. In: *Electromagnetic Nondestructive Evaluation (XX), Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics Series*, 2017, 42, 253–264. DOI: 10.3233/978-1-61499-767-2-253. Available at: <https://ebooks.iospress.nl/publication/46626>
8. Ma, X., Peyton, A.J., and Zhao, Y.Y. Eddy current measurements of electrical conductivity and magnetic permeability of porous metals. *NDT & E International*, 2006, 39, 562–568. DOI: 10.1016/j.ndteint.2006.03.008.
9. Ma, X. and Peyton, A.J. Eddy current measurement of the electrical conductivity and porosity of metal foams. *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement*, 2006, 55 (2), 570–576. DOI: 10.1109/TIM.2006.873549.
10. Huang, Z., Zhu, J., Wu, X., Qiu, R., Xu, Z., and Ruan, J. Eddy current separation can be used in separation of non-ferrous particles from crushed waste printed circuit boards *Journal of Cleaner Production*, 2021, 312, 127755–127762. DOI: 10.1016/j.jclepro.2021.127755.
11. Kriezis, E.E., Tsiboukis, T.D., Panas, S.M., and Tegopoulos, J.A. Eddy currents: theory and applications. In: *Proceedings of the IEEE*, 1992, 80 (10), pp. 1559–1589. DOI: 10.1109/5.168666.
12. Ramos, H.G., Ribeiro, A.L., Jezdik, P., and Neskudla, J. Eddy current testing of conductive materials. In: *IEEE Instrumentation and Measurement Technology Conference*, 2008, pp. 964–968. DOI: 10.1109/IMTC.2008.4547176.
13. De Halleux, B., De Limburg Stirum, B., and Ptchelintsev, A. Eddy current measurement of the wall thickness and conductivity of circular non-magnetic conductive tubes. *NDT & E International*, 1996, 29, 103–109. DOI: 10.1016/0963-8695(96)00001-1.
14. *Nerazrushayuschiy control: spravochnik* [Nondestructive Testing: A Handbook in 7 vols., ed., V.V. Klyuev, Vol. 2, Book 2: Eddy Current Testing]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 2003, 688 p. (In Russian).
15. Terekhin, I.V. and Slavinskaya, E.A. Evaluating specific electrical conductivity of two-layered nonmagnetic objects by pulsed eddy-current method. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2019, 55, 286–292. DOI: 10.1134/S1061830919040120.
16. Sophian, A., Tian, G., and Fan, M. Pulsed eddy current non-destructive testing and evaluation: a review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2017, 30, 500–514. DOI: 10.1007/s10033-017-0122-4.
17. Maierhofer, C., Röllig, M., Steinfurth, H., Ziegler, M., Kreutzbruck, M., Scheuerlein, C., and Heck, S. Non-destructive testing of Cu solder connections using active thermography. *NDT & E International*, 2012, 52, 103–111. DOI: 10.1016/j.ndteint.2012.07.010.
18. Principe, R., Vallejo, L.M., Bailey, J., Berthet, R., Favier, L., Grand-Clement, L., and Savary, F. Phased Array Ultrasonic nondestructive tests of soldered current-carrying bus-bar splices of superconducting magnets. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 2018, 28 (4), 1–8. DOI: 10.1109/TASC.2018.2800735.
19. Malyy, V.V., Kostyukhin, A.S., and Kinzhagulov, I.Yu. Development of technology for non-destructive quality control of heat exchanger brazed joints and determination of the principles of its automation. *Tekhniko-Tekhnologicheskie Problemy Servisa*, 2022, 3 (61), 11–17. (In Russian).



20. Dorofeev, A.L. *Elektro-induktivnaya defektoskopiya* [Electro-Inductive Flaw Detection]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1967, 231 p. (In Russian).
21. Kogan, L., Nichipuruk, A., Savary, F., Pricipe, R., Datskov, V., Rozenfeld, E., and Khudjakov, B. Eddy current of soldered current-carrying bus-bar splices of superconducting magnets. *Insight*, 2015, 57 (12), 697–702. DOI: 10.1784/insi.2015.57.12.697.
22. Rozenfeld, E.V., Nichipuruk, A.P., Kogan, L.K., and Khudyakov, B.A. Eddy-current quality control of soldering of current-carrying joints in electrical machines. I. General principles. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2010, 46, 281–291. DOI: 10.1134/S1061830910040066.
23. Kogan, L.K., Nichipuruk, A.P., Rozenfeld, E.V., and Khudyakov, B.A. Eddy-current quality control of soldering of current-carrying joints in electrical machines. II. Experiment. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2010, 46, 292–301. DOI: 10.1134/S1061830910040078.
24. Kogan, L.K., Stashkov, A.N., and Nichipuruk, A.P. Improving the reliability of eddy-current quality control of soldering in current-carrying copper joints and expanding the nomenclature of inspected joints in energy equipment. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2018, 54, 784–791. DOI: 10.1134/S1061830918110049.
25. Syasko, V.A., Roytgarc, M.B., Koroteev, M.Yu., and Solomenchuk, P.V. Quality control of soldered joints of stator windings of turbogenerators at the Electrosila plant. *V Mire NK*, 2010, 2 (48), 1–9. (In Russian).
26. Potapov, A.I., Syasko, V.A., Koroteev, M.Y., Solomenchuk, P.V. A finite-element modeling of a probe of eddy-current quality testing of soldered joints in turbogenerator windings. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2014, 50, 264–273. DOI: 10.1134/S1061830914050064.
27. Kogan, L.K., Stashkov, A.N., and Nichipuruk, A.P. Quality control of soldering of side walls of clamps in current-carrying connections of electric machines taking into account the influence of their sizes. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2022, 58, 1142–1152. DOI: 10.1134/S1061830922700140.



Подана в журнал: 24.06.2024
УДК 620.179.14
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.181-194

ВЛИЯНИЕ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ТОКОВЕДУЩИХ МЕДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ДОСТОВЕРНОСТЬ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ПАЙКИ БОКОВЫХ СТЕНОК ХОМУТОВ АМПЛИТУДНЫМ ВИХРЕТОКОВЫМ МЕТОДОМ

Л. Х. Коган^{а, *}, А. Н. Сташков^б

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620137, Россия*

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0003-2725-3748>  lhkogan@imp.uran.ru;
^{б)}  <https://orcid.org/0000-0003-2169-274X>  stashkov@imp.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: lhkogan@imp.uran.ru
Адрес для переписки: ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия
Тел.: +7 (343) 778-38-27

С использованием трансформаторного вихретокового преобразователя с прямоугольными вырезами в полюсах его П-образного сердечника исследовано влияние изменения удельного электросопротивления меди марки М1 в пределах от 0,01724 до 0,01748 мкОм·м согласно ГОСТ 193-79 и ГОСТ 1173-2006 на погрешность определения пропаянности боковых стенок хомутов с выводными концами токоведущих стержней, которые применяются для соединения обмоток статоров в современных конструкциях гидро- и турбогенераторов. Исследования проведены на образцах, изготовленных в разное время и полученных с различных предприятий энергомашиностроения. Установлено, что при изменении относительной разности удельного электросопротивления в пределах 1,36 % погрешность определения уровня пропаянности боковых стенок хомутов не превышает 15,5 %, что необходимо учитывать при проведении вихретокового контроля.

Ключевые слова: вихретоковый контроль, энергетическое оборудование, токоведущие соединения, удельное электросопротивление, пайка, вихретоковый преобразователь с прямоугольными вырезами в полюсах П-образного сердечника, двухчастотный контроль пайки, достоверность контроля

1. Введение

Электропроводность металлических материалов является важным параметром, используемым для их сортировки, идентификации сплавов, оценки твердости и контроля термообработки. В настоящее время для измерения электропроводности широко используются метод четырехточечного зонда [1, 2] и метод вихревых токов [3, 4]. Вихретоковые методы измерения электропроводности являются неразрушающими и широко применяются благодаря высокой скорости сканирования, простоте и надежности [5–13]. Они применяются при гармоническом или импульсном возбуждении вихревых токов [14].

В работе [15] отмечается, что при импульсном возбуждении получают более полную информацию об объекте контроля, чем при гармоническом возбуждении, и что отсутствует трансформаторная ЭДС, являющаяся причиной дрейфа измеряемого сигнала в случае гармонического возбуждения. Приведены результаты контроля удельной электропроводности двухслойных немагнитных объектов с применением импульсного вихретокового метода [15].

Подробные сведения о применимости импульсного вихретокового контроля приведены в обзорной работе [16].



В конструкциях гидро- и турбогенераторов большой мощности токоведущие соединения обмоток статоров, представляющие собой набор медных шин, соединяются между собой посредством пайки. Место пайки усиливается медными хомутами. Пространство, заполняемое припоем, скрыто хомутом, поэтому визуальный контроль невозможен. Требуется применять методы неразрушающего контроля.

Контролю качества паяных соединений энергетического оборудования с помощью термографических и ультразвуковых неразрушающих методов посвящены статьи [17–19].

Для выявления дефектов в виде пор, трещин, непропаев в неферромагнитных материалах широко используются вихретоковые методы контроля [20]. Возможность выявления дефектов непропая соединений шин сверхпроводящих магнитов в ЦЕРН показана в статье [21].

Контроль качества пайки токоведущих соединений статоров гидро- и турбогенераторов с помощью вихретоковых методов описан в работах [22–27].

В Институте физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН были разработаны методика и устройство для контроля таких изделий [22–24]. В качестве первичного преобразователя применялся трансформаторный вихретоковый преобразователь (ВТП) с П-образным сердечником в виде пластин из трансформаторного железа.

В современных конструкциях гидро- и турбогенераторов применяется соединение стержней с использованием общего для двух стержней хомута, а также соединительных планок [27]. В таких соединениях необходимо контролировать качество пайки боковых стенок хомутов с выводными концами токоведущих стержней. Эта задача была решена в работе [27] путем создания специализированного ВТП с прямоугольными вырезами в полюсах П-образного сердечника [24] и разработки двухчастотной методики контроля. Методика позволила выявлять дефекты пайки боковых стенок хомутов в таких соединениях при вызванных технологией изготовления вариациях их геометрических размеров.

Главным требованием к материалу, используемому для изготовления обмоток статоров, является его низкое удельное электросопротивление (или высокая электропроводность), позволяющее минимизировать потери при выработке и передаче электроэнергии. Поэтому их изготавливают из различных полуфабрикатов меди марки М1 (ГОСТ 193-79 и ГОСТ 1173-2006), которые имеют удельное электросопротивление $0,01724 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$ ($\sigma = 58,0 \text{ МСм/м}$) и $0,01748 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$ ($\sigma = 57,21 \text{ МСм/м}$) соответственно. Относительная разница электросопротивления (электропроводности) этих полуфабрикатов составляет 1,36 %.

Несмотря на то что технологии изготовления токоведущих стержней и хомутов, используемых для их соединения в обмотках статоров гидро- и турбогенераторов, их электросопротивление должно быть строго определенной величины, регламентированной нормативной документацией, на практике не исключены случаи, когда одна часть обмоток статора имеет одно сопротивление, а вторая часть – другое, хотя марка меди одна и та же, а именно М1. Токоведущие стержни, состоящие из пакета медных шин, согласно ГОСТ 434-78 должны иметь $\rho = 0,01724 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$, а соединительные планки, изготавливаемые из холоднокатаных листов (ГОСТ 1173-2006), соответственно, $\rho = 0,01748 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$.

Таким образом, удельное электросопротивление таких токоведущих соединений должно иметь величину в указанных выше пределах, которая будет зависеть от соотношения толщины стержней и соединительных планок.

Вопрос о том, как влияет удельное электросопротивление меди на результаты вихретокового контроля качества пайки описанных выше соединений статоров гидро- и турбогенераторов, остается нерешенным.

Целью данной работы является исследование влияния вариации удельного электросопротивления (электропроводности) меди марки М1 в указанных выше пределах на погрешность определения пропаянности боковых стенок хомутов вихретоковым методом.

2. Образцы и методика измерений

Исследование влияния вариации электросопротивления соединений обмоток статоров на погрешность определения пропаянности боковых стенок хомутов в данной работе проводилось на сплошных образцах из полуфабрикатов меди марки М1:

- а) на образцах, использовавшихся в разное время на различных предприятиях энергетического комплекса страны в 2008 г. (образец 1), в 2010 г. (образец 2) и в 2014 г. (образец 3);
- б) на образце 4, изготовленном из доступной в свободной продаже меди марки М1;
- в) на образцах 5, 6 и 7, которые исследовались в работе [27];
- г) в качестве образца сравнения использовался образец 8, изготовленный из меди марки М2, у которой удельное электросопротивление заведомо больше, чем у меди марки М1.

Изначально образцы 3 и 4 имели меньший размер, чем образцы 5, 6 и 7 ($23,093 \times 50,072 \times 40,0$ мм). Поэтому все эти образцы шлифованием были доведены до одного размера: $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм.

Образцы 1, 2 и 8 имели, соответственно, следующие размеры: $20,9 \times 25,2 \times 38,4$ мм; $11,5 \times 37,5 \times 36,0$ мм; $14,6 \times 44,0 \times 40,0$ мм.

Исследования проводили с использованием трансформаторного ВТП с П-образным сердечником и прямоугольными вырезами в нем (рис. 1).

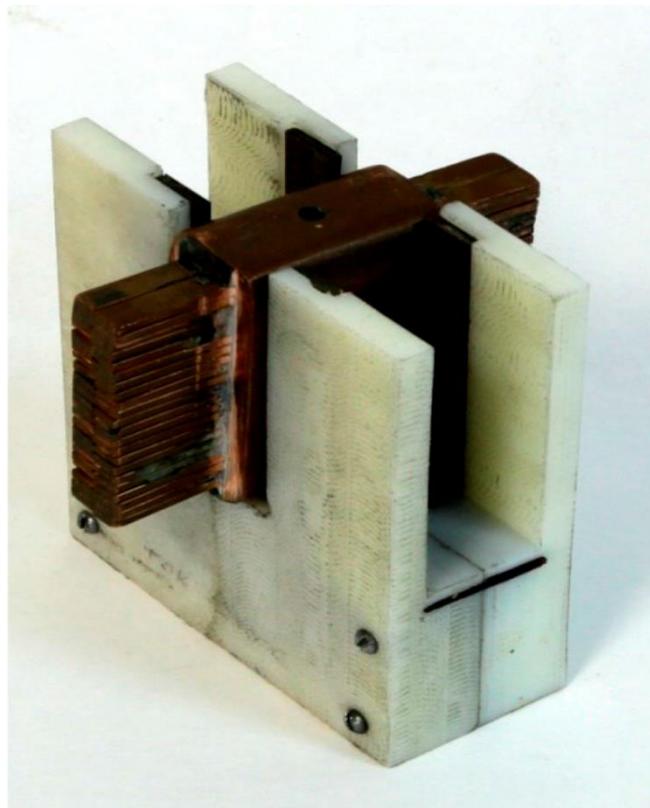


Рис. 1. Внешний вид трансформаторного ВТП с прямоугольными вырезами в полюсах П-образного сердечника

На рис. 2 приведена структурная схема лабораторной установки, использованной в работе для определения возможности контроля качества пайки боковых стенок хомутов.

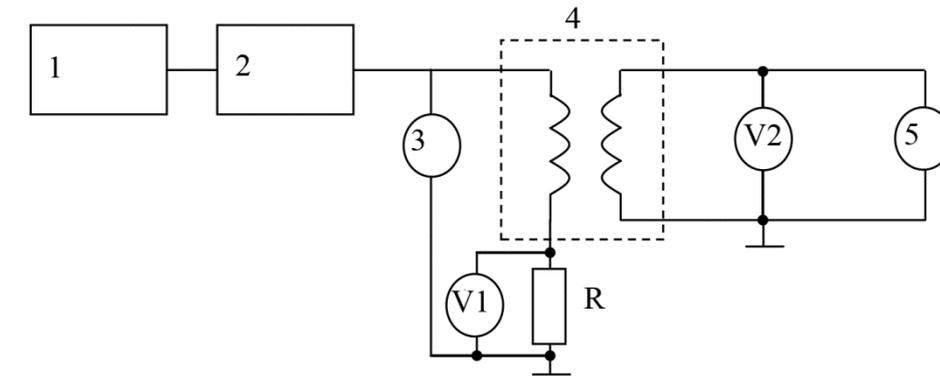


Рис. 2. Структурная схема лабораторной установки: 1 – генератор АК ИП-3409/3; 2 – усилитель тока; 3 – частотомер; 4 – трансформаторный ВТП с П-образным сердечником; 5 – осциллограф; V1 – вольтметр В7-34А, предназначенный для определения величин тока в обмотке возбуждения ВТП; V2 – вольтметр DMM 4040

Образцы помещали в ВТП перпендикулярно полюсам сердечника, что позволяло возбуждать замкнутые вихревые токи в поперечном сечении этих образцов и при контроле реальных паяных соединений определять уровень пропаянности их боковых стенок.

Измерения проводили на двух частотах:

а) на основной частоте 60 Гц при средневыпрямленном значении переменного тока в возбуждающей обмотке ВТП I, равном 200 мА ($\tilde{H} = 30,2$ А/см);

б) на высокой частоте 1460 Гц при средневыпрямленном значении переменного тока в возбуждающей обмотке ВТП I, равном 19,5 мА ($\tilde{H} = 2,9$ А/см), позволяющей проводить измерения независимо от степени пропаянности боковых стенок хомутов.

В работе [27] образец 9, представляющий собой хомут с помещенной в него сплошной медной вставкой, являлся аналогом соединения выводных концов стержней с хомутом, имеющим пропаянность боковых стенок 0 %. Сплошной образец 7 с такой же геометрией имитировал соединение с пропаянностью боковых стенок 100 %.

На основной частоте 60 Гц разность сигналов ВТП при измерении на этих образцах и наличии зазора между поверхностями хомута и вставкой, равной 0,3 мм, составила $\Delta U_{\text{изм}} = 106$ мВ [27].

Вихретоковые измерители электропроводности работают, как правило, на частотах 3 кГц и выше, при этом реальная глубина проникновения электромагнитного поля в соединениях из меди марки М1 не превышает 2,4 мм.

Поскольку исследуемые в работе токоведущие медные соединения имеют существенно бóльшую толщину, необходимо было иметь данные по их электропроводности при бóльшей глубине проникновения в них электромагнитного поля. Поэтому в данной работе для измерения электропроводности образцов использовался накладной трансформаторный ВТП с внешним диаметром обмотки возбуждения 20 мм, позволяющий проводить измерения на более низких частотах.

Для определения электропроводности исследуемых образцов использовалась лабораторная установка, структурная схема которой приведена на рис. 2. В ней вместо ВТП с П-образным сердечником использовался указанный выше накладной ВТП.

Для градуировки показаний измерительной катушки ВТП был использован комплект аттестованных образцов удельной электрической проводимости СО-220 с заводским номером 348 (медная группа СО-220.11, СО-220.12, СО-220.13), изготовленный ООО «Константа» (группа 2). Образцы имели следующие габаритные размеры: диаметр – 25 мм; толщина – 6 мм. Поэтому для определения электропроводности исследуемых образцов из их материала



были дополнительно изготовлены образцы с геометрическими размерами как у аттестованных образцов СО-220 диаметром 25 мм и толщиной 6 мм.

Значения удельной электрической проводимости аттестованных образцов удельной электрической проводимости СО-220 (при температуре $20 \pm 0,5$ °С) составляли:

- а) образец СО-220.11 – 40,5 МСм/м;
- б) образец СО-220.12 – 48,5 МСм/м;
- в) образец СО-220.13 – 58,5 МСм/м.

3. Результаты экспериментов и их обсуждение

В таблице 1 приведены результаты измерений на образцах 3, 4, 5, 6, и 7 размерами $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм с использованием ВТП с П-образным сердечником на частотах 60 и 1460 Гц.

Таблица 1

Результаты измерений на образцах размером $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм с использованием ВТП с П-образным сердечником на частотах 60 и 1460 Гц

№ образца	Сигнал ВТП $U_{изм}$ на частоте 60 Гц, В	Сигнал ВТП $U_{изм}$ на частоте 1460 Гц, В
3	51,978	89,168
4	51,938	89,156
5	51,956	89,156
6	51,957	89,157
7	51,958	89,158

Из данных таблицы 1 следует, что при измерении на образцах 5, 6 и 7, которые исследовались в работе [27], на частотах 60 и 1460 Гц величина $U_{изм}$ практически одинакова. При измерении на образце 3 (изготовлен в 2014 г.) на частоте $f = 60$ Гц величина $U_{изм}$ на $20 \div 22$ мВ больше, чем на образцах 5, 6 и 7, а при измерении на образце 4 – меньше на $18 \div 20$ мВ. При измерении на частоте $f = 1460$ Гц эта разница для образца 3 составляет $10 \div 12$ мВ, а для образца 4 сигнал практически такой же, как у образцов 5, 6 и 7. Поскольку образцы имеют одинаковые геометрические размеры, получившиеся результаты указывают на то, что образцы 3 и 4 имеют электропроводность, отличную от электропроводности образцов 5, 6 и 7.

Таким образом, изменение $U_{изм}$ при измерении на частоте 60 Гц на образцах с разной электропроводностью составляет существенную величину (около 40 %) по отношению к разности сигналов ВТП (106 мВ) при измерении на образцах с пропаянностью боковой стенки хомута 0 и 100 %.

Частота 1460 Гц в работе [27] использовалась для учета влияния вариации геометрических размеров соединений, обусловленной технологией их изготовления, на результаты контроля. При изменении их толщины на $\Delta t = 0,50$ мм изменение сигналов ВТП ($\Delta U_{изм}$) составляет 215 мВ [27]. Поскольку при измерении на этой частоте $U_{изм}$ образца 3 отличается от $U_{изм}$ образцов 5, 6 и 7 только на 12 мВ (5,6 %), а $U_{изм}$ образца 4 совсем не отличается, то и их разное электросопротивление несущественно влияет на учет вариации геометрических размеров соединений и, соответственно, на результаты контроля.

На электропроводность меди марки М1, помимо разного количества примесей (влияние ≈ 1 %), существенное влияние оказывает способ получения полуфабриката (влияние до 3 %). Полученные выше результаты, возможно, связаны с тем, что структура образцов 3 и 4 более неоднородна по глубине, чем у образцов 5, 6 и 7.

Помимо этого, поскольку в нашем распоряжении имелись образцы 1, 2 и 3 диаметром 25 мм, изготовленные из полуфабрикатов меди марки М1, которые ранее использовались на



разных предприятиях энергомашиностроения в разное время, можно было определить, насколько их электропроводности отличаются друг от друга.

Результаты измерения сигналов накладного ВТП на частоте $f = 400$ Гц ($I = 10$ мА) и определения электропроводности исследуемых цилиндрических образцов диаметром 25 мм и образцов с размерами $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм, изготовленных из того же материала, приведены в табл. 2.

Значения электропроводности исследуемых образцов диаметром 25 мм, приведенные в табл. 2, были получены после измерения на аттестованных образцах СО-220 сигналов $U_{изм}$ накладного ВТП и определения линейного уравнения, связывающего эту величину с их электропроводностью:

$$\sigma \text{ (МСм/м)} = -3,258 \cdot U_{изм} \text{ (мВ)} + 258,5. \quad (1)$$

Из данных табл. 2 также следует, что при измерениях на образцах размерами $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм значения $U_{изм}$ примерно на 1,1 мВ меньше и, соответственно, электропроводность на $2,8 \div 2,9$ МСм/м больше, чем при измерении на образцах с $\varnothing = 25$ мм. Этот факт, по всей вероятности, связан с краевым эффектом, несмотря на то что диаметр ВТП на 5 мм меньше, чем диаметр аттестованных и исследуемых образцов.

В табл. 3 приведены результаты измерений с помощью ВТП с прямоугольными вырезами в его П-образном сердечнике на образцах 3, 4 и 7 с размерами $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм на частоте 60 Гц при помещении их в эти вырезы перпендикулярно полюсам сердечника и $\Delta U_{изм}$ между ними (см. табл. 1), а также значения их электропроводности (см. табл. 2), рассчитанные по результатам измерений накладным ВТП на частоте $f = 400$ Гц ($I = 10$ мА), и разность этих величин в процентах.

Таблица 2

Результаты измерения сигналов накладного ВТП на частоте $f = 400$ Гц ($I = 10$ мА) и определения электропроводности исследуемых образцов

Характеристика образца	№ образца	СО-220.1 1	СО-220.1 2	СО-220.1 3	1	2	3	4	5	6	7	8
Образец $\varnothing = 25$ мм	$U_{изм}$, мВ	84,39	80,75	76,87	76,82	77,27	76,95	76,18	76,48	76,56	76,5	81,38
	σ , МСм/м	40,5	48,4	58,5	58,6	57,5	58,3	60,3	59,5	59,3	59,5	46,8
Образец $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм	$U_{изм}$, мВ	–	–	–	–	–	75,85	75,09	75,38	75,46	75,4	–
	σ , МСм/м	–	–	–	–	–	61,2	63,1	62,4	62,2	62,3	–
Разности $U_{изм}$ и σ образцов	$\Delta U_{изм}$, мВ	–	–	–	–	–	–1,1	–1,09	–1,1	–1,1	–1,1	–
	$\Delta \sigma$, МСм/м	–	–	–	–	–	2,9	2,8	2,9	2,9	2,8	–



Таблица 3

Результаты измерений на образцах 3, 4 и 7 с помощью ВТП с П-образным сердечником и значения их электропроводности

№ образца	$U_{изм}, В$	$\Delta U_{изм}, мВ$	$\sigma, МСм/м$	$\Delta\sigma/\sigma_{макс} \cdot 100, \%$
3	51,978	20,0	58,3	2,02
7	51,958		59,5	
3	51,978	40,0	58,3	3,32
4	51,938		60,3	

Из данных табл. 3 следует, что при измерении на образцах 3 и 7 относительное изменение электропроводности на 1 % приводит к изменению $\Delta U_{изм} = 20 мВ / 2,02 = 9,9 мВ$. Тогда, если относительная разность электропроводности полуфабрикатов меди марки М1, из которых изготавливаются обмотки статоров гидро- и турбогенераторов, не будет превышать 1,36 %, то изменение сигнала ВТП не должно превышать $\Delta U_{изм} = 9,9 мВ \cdot 1,36 = 13,46 мВ$.

Поскольку разность сигналов ВТП при измерении на образцах с пропаянностью боковой стенки 0 и 100 % составляет $\Delta U_{изм} = 106 мВ$, то максимальная погрешность определения качества пайки из-за вариации электропроводности меди в указанных выше пределах составит 12,7 %.

Также из данных табл. 3 следует, что при измерении на образцах 3 и 4 при изменении относительной электропроводности на 1 % $\Delta U_{изм} = 40 мВ / 3,22 = 12,05 мВ$. Соответственно, погрешность определения качества пайки боковой стенки соединения составляет 15,5 %.

В табл. 4 приведены значения электропроводности образцов с $\varnothing = 25 мм$ (см. табл. 2), изготовленных из полуфабрикатов меди марки М1, которые ранее использовались на разных предприятиях энергомашиностроения в разное время, и разность их значений в процентах.

Таблица 4

Значения электропроводности и ее разность у образцов диаметром 25 мм, изготовленных в разное время

№ образца	Год изготовления	$\sigma, МСм/м$	$\Delta\sigma/\sigma_{макс} \cdot 100, \%$
1	2008	58,6	1,88
2	2010	57,5	
3	2014	58,3	

Следует отметить, что материал, из которого изготавливались образцы 1–3, не использовался для создания таких токоведущих соединений, которые исследовались в работе [27] и состояли из токоведущих стержней и соединяющих их хомутов.

Результаты исследований (см. табл. 2) показывают, что при использовании накладного ВТП преобразователя с диаметром обмотки возбуждения $\varnothing = 20 мм$ возможно неразрушающим методом определять удельную электропроводность медных заготовок из меди марки М1, имеющих прямоугольную форму, при большой глубине проникновения в них электромагнитного поля. Для этого необходимо иметь следующие образцы:

а) комплект аттестованных образцов удельной электрической проводимости СО-220, медная группа с диаметром $\varnothing = 25 мм$ и толщиной 6 мм;

б) медную заготовку прямоугольной формы и изготовленный из нее же образец диаметром 25 мм и толщиной 6 мм.



Методика определения электропроводности медных заготовок из меди марки М1 заключается в следующем:

- а) производится измерение величины $U_{изм}$ на аттестованных образцах СО-220 и определяется линейное уравнение связи этой величины с электропроводностью образцов СО-220;
- б) производится измерение величины $U_{изм}$ на медной заготовке прямоугольной формы и изготовленном из нее же образце диаметром 25 мм и толщиной 6 мм, и по линейному уравнению рассчитывается их электропроводность;
- в) определяется величина $\Delta\sigma$ (МСм/м) при измерении на них;
- г) определяется электропроводность медной заготовки с учетом величины $\Delta\sigma$ (МСм/м), полученной при измерении на этих образцах.

Результаты измерения сигналов накладного ВТП на частоте $f = 2,0$ кГц ($I = 10$ мА) и определения электропроводности исследуемых цилиндрических образцов диаметром 25 мм и образцов с размерами $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм, изготовленных из того же материала, приведены в табл. 5.

Значения электропроводности исследуемых образцов с $\varnothing = 25$ мм, приведенные в табл. 5, также как и при измерении на частоте $f = 400$ Гц, были получены после измерения на аттестованных образцах СО-220 сигналов накладного ВТП с $\varnothing = 20$ мм ($U_{изм}$) и определения линейного уравнения, связывающего эту величину с их электропроводностью:

$$\sigma \text{ (МСм/м)} = -0,815 \cdot U_{изм} \text{ (мВ)} + 260,2. \quad (2)$$

Таблица 5

Результаты измерения сигналов накладного ВТП при измерении на частоте $f = 2$ кГц ($I = 10$ мА) и определения электропроводности исследуемых образцов

Характеристика образца	№ образца	СО-220.11	СО-220.12	СО-220.13	1	2	3	4	5	6	7	8
Образец $\varnothing = 25$ мм	$U_{изм}$, мВ	271,3	260,0	247,6	248,2	249,8	249,6	247,5	248,2	248,5	248,5	264,3
	σ , МСм/м	40,5	48,4	58,5	57,9	56,6	56,8	58,5	57,9	57,7	57,7	44,8
Образец $23,093 \times 40,306 \times 40,0$ мм	$U_{изм}$, мВ	–	–	–	–	–	247,0	244,9	245,6	245,9	245,9	–
	σ , МСм/м	–	–	–	–	–	58,9	60,6	60,0	59,8	59,8	–
Разности $U_{изм}$ и σ образцов	$\Delta U_{изм}$, мВ	–	–	–	–	–	–2,6	–2,6	–2,6	–2,6	–2,6	–
	$\Delta\sigma$, МСм/м	–	–	–	–	–	2,1	2,1	2,1	2,1	2,1	–

В таблице 6 приведены результаты измерений ВТП с прямоугольными вырезами в его сердечнике на образцах 3 и 4 размерами $23,093 \times 44,306 \times 40,0$ мм на частоте 1460 Гц (см. табл. 1), а также значения их электропроводности (см. табл. 5), рассчитанные по резуль-



татам измерений накладным ВТП на частоте $f = 2,0$ кГц ($I = 10$ мА), и разность этих величин в процентах.

Таблица 6

Результаты измерений на образцах 3 и 4 с помощью ВТП с П-образным сердечником и значения их электропроводности

№ образца	$U_{\text{изм}}, \text{В}$	$\Delta U_{\text{изм}}, \text{мВ}$	$\sigma, \text{МСм/м}$	$\Delta\sigma/\sigma_{\text{макс}} \cdot 100, \%$
3	89,168	12,0	56,8	2,91
4	89,156		58,5	

Из данных таблицы 6 следует, что при измерении на этих образцах $\Delta U_{\text{изм}}$ составляет величину $12 \text{ мВ} / 2,91 = 4,12 \text{ мВ}$ (при изменении электропроводности на 1 %). Тогда, если относительная разность электропроводности полуфабрикатов меди марки М1, из которых изготавливаются обмотки статоров гидро- и турбогенераторов, не будет превышать $\Delta\sigma = 1,36 \%$, то $\Delta U_{\text{изм}} = 4,12 \text{ мВ} \cdot 1,36 = 5,6 \text{ мВ}$.

Из данных работы [27] при измерении на частоте 1460 Гц ВТП с прямоугольными вырезами в его сердечнике при изменении толщины контролируемых соединений относительно номинальной толщины (23,3 мм) на $\pm 0,1$ мм следует, что $\Delta U_{\text{изм}} = 89$ мВ. Следовательно, вариация относительной разности электропроводности полуфабрикатов меди марки М1 на 1,36 %, как уже указывалось ранее, несущественно ($\pm 3,1 \%$) влияет на учет изменения геометрических размеров соединений при измерении на частоте $f = 1460$ Гц и на результаты контроля качества пайки боковых стенок хомутов.

4. Заключение

Установлено, что вариация относительной разности удельного электросопротивления (электропроводности) на 1,36 % согласно ГОСТ 193-79 и ГОСТ 1173-2006 полуфабрикатов меди марки М1, из которых изготавливаются токоведущие обмотки статоров гидро- и турбогенераторов, приводит к появлению погрешности определения степени пропаянности их боковых стенок до 15,5 %, что необходимо учитывать при проведении вихретокового контроля.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Диагностика», № 122021000030-1).

Авторы выражают благодарность сотрудникам ООО «Константа» Сясько В. А. и Соломенчуку П. В. за предоставленный комплект аттестованных образцов удельной электрической проводимости СО-220.

Литература

1. Broad review of four-point probe correction factors: enhanced analytical model using advanced numerical and experimental cross-examination / A. Chelly, S. Glass, J. Belhassen, A. Karsenty // Results in Physics. – 2023. – Vol. 48. – P. 106445–106454. – DOI: 10.1016/j.rinp.2023.106445.
2. Evaluation of 475°C embrittlement in UNS S32750 super duplex stainless steel using four-point electric conductivity measurements / G. Gutiérrez-Vargas, A Ruiz., V. H. López-Morelos, J.-Y. Kim, J. González-Sánchez, A. Medina-Flores // Nuclear Engineering Technology. – 2021. – Vol. 53 (9). – P. 2982–2989. – DOI: 10.1016/j.net.2021.03.018.



3. Conductivity estimation of non-magnetic materials using eddy current method / P. Huang, Y. Ding, J. Li, L. Xu, Y. Xie // *Nondestructive Testing and Evaluation*. – 2022. – Vol. 38 (1). – P. 130–146. – DOI: 10.1080/10589759.2022.2077939.
4. A decay time approach for linear measurement of electrical conductivity / C. Ye, Z. Su, A. Rosell, L. Udpa, S. Udpa, T. Capobianco, A. Tamburrino // *NDT & E International*. – 2019. – Vol. 102. – P. 169–174. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2018.12.001.
5. Mirzaei M., Ripka P., Grim V. Conductivity measurement of nonferrous plates using a novel sensor with triangular arrangements of triple coils // *2022 Joint MMM InterMag Conference (INTERMAG)*, New Orleans, LA, USA, 2022. – P. 1–5. – DOI: 10.1109/INTERMAG39746.2022.9827796.
6. Electromagnetic and eddy current NDT in weld inspection: a review / P. Gao, C. Wang, Y. Li, Z. Cong // *Insight*. – 2015. – Vol. 57 (6). – P. 337–345. – DOI: 10.1784/insi.2015.57.6.337.
7. Eddy current sensor and inversion technique for estimation of the electrical conductivity profile of the graphite bricks in an advanced gas-cooled reactor core / H. Tesfalem, A. Peyton, A. Fletcher, M. Brown, B. Chapman // *Electromagnetic Nondestructive Evaluation (XX). Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics Series*. – 2017. – Vol. 42. – P. 253–264. – DOI: 10.3233/978-1-61499-767-2-253. – Available at: <https://ebooks.iospress.nl/publication/46626>
8. Ma X., Peyton A. J., Zhao Y. Y. Eddy current measurements of electrical conductivity and magnetic permeability of porous metals // *NDT & E International*. – 2006. – Vol. 39. – P. 562–568. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2006.03.008.
9. Ma X., Peyton A. J. Eddy current measurement of the electrical conductivity and porosity of metal foams // *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement*. – 2006. – Vol. 55 (2). – P. 570–576. – DOI: 10.1109/TIM.2006.873549.
10. Eddy current separation can be used in separation of non-ferrous particles from crushed waste printed circuit boards / Z. Huang, J. Zhu, X. Wu, R. Qiu, Z. Xu, J. Ruan // *Journal of Cleaner Production*. – 2021. – Vol. 312. – P. 127755–127762. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2021.127755.
11. Eddy currents: theory and applications / E. E. Kriezis, T. D. Tsiboukis, S. M. Panas, J. A. Tegopoulos // *Proceedings of the IEEE*. – 1992. – Vol. 80 (10). – P. 1559–1589. – DOI: 10.1109/5.168666.
12. Eddy current testing of conductive materials / H. G. Ramos, A. L. Ribeiro, P. Jezdik, J. Neskudla // *IEEE Instrumentation and Measurement Technology Conference*. – 2008. – P. 964–968. – DOI: 10.1109/IMTC.2008.4547176.
13. De Halleux B., De Limburg Stirum B., Pchelintsev A. Eddy current measurement of the wall thickness and conductivity of circular non-magnetic conductive tubes // *NDT & E International*. – 1996. – Vol. 29. – P. 103–109. – DOI: 10.1016/0963-8695(96)00001-1.
14. Неразрушающий контроль : справочник : в 7 т. / под общ. ред. В. В. Ключева. – Т. 2, кн. 2 : Вихретоковый контроль. – М. : Машиностроение, 2003. – 688 с.
15. Terekhin I. V., Slavinskaya E. A. Evaluating specific electrical conductivity of two-layered nonmagnetic objects by pulsed eddy-current method // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2019. – Vol. 55. – P. 286–292. – DOI: 10.1134/S1061830919040120.
16. Sophian A., Tian G., Fan M. Pulsed eddy current non-destructive testing and evaluation: a review // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. – 2017. – Vol. 30. – P. 500–514. – DOI: 10.1007/s10033-017-0122-4.
17. Non-destructive testing of Cu solder connections using active thermography / C. Maierhofer, M. Röllig, H. Steinfurth, M. Ziegler, M. Kreutzbruck, C. Scheuerlein, S. Heck // *NDT & E International*. – 2012. – Vol. 52. – P. 103–111. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2012.07.010.
18. Phased Array Ultrasonic nondestructive tests of soldered current-carrying bus-bar splices of superconducting magnets / R. Principe, L. M. Vallejo, J. Bailey, R. Berthet, L. Favier, L. Grand-Clement, F Savary // *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*. – 2018. – Vol. 28 (4). – P. 1–8. – DOI: 10.1109/TASC.2018.2800735.



19. Малый В. В., Костюхин А. С., Кинжагулов И. Ю. Разработка технологии неразрушающего контроля качества паяных соединений теплообменных аппаратов и определение принципов её автоматизации // Техничко-технологические проблемы сервиса. – 2022. – № 3 (61). – С. 11–17.
20. Дорофеев А. Л. Электро-индуктивная дефектоскопия. – М. : Машиностроение. – 1967. – 231 с.
21. Eddy current of soldered current-carrying bus-bar splices of superconducting magnets / L. Kogan, A. Nichipuruk, F. Savary, R. Pricipe, V., Datskov E. Rozenfeld, B. Khudjakov // *Insight*. – 2015. – Vol. 57 (12). – P. 697–702. – DOI: 10.1784/insi.2015.57.12.697.
22. Eddy-current quality control of soldering of current-carrying joints in electrical machines. I. General principles / E. V. Rozenfeld, A. P. Nichipuruk, L. K. Kogan, B. A. Khudyakov // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2010. – Vol. 46. – P. 281–291. – DOI: 10.1134/S1061830910040066.
23. Eddy-current quality control of soldering of current-carrying joints in electrical machines. II. Experiment / L. K. Kogan, A. P. Nichipuruk, E. V. Rozenfeld, B. A. Khudyakov // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2010. – Vol. 46 – P. 292–301. – DOI: 10.1134/S1061830910040078.
24. Kogan L. K., Stashkov A. N., Nichipuruk A. P. Improving the reliability of eddy-current quality control of soldering in current-carrying copper joints and expanding the nomenclature of inspected joints in energy equipment // *Russian Journal of Nondestructive Testing* – 2018. – Vol. 54. – P. 784–791. – DOI: 10.1134/S1061830918110049.
25. Контроль качества паяных соединений стержней статорных обмоток турбогенераторов на заводе «Электросила» / В. А. Сясько, М. Б. Ройтгарц, М. Ю. Коротеев, П. В. Соломенчук // *В мире неразрушающего контроля*. – 2010. – № 2 (48). – С. 1–9.
26. A finite-element modeling of a probe of eddy-current quality testing of soldered joints in turbogenerator windings / A. I. Potapov, V. A. Syasko, M. Y. Koroteev, P. V. Solomenchuk // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2014. – Vol. 50. – P. 264–273. – DOI: 10.1134/S1061830914050064.
27. Kogan L. K., Stashkov A. N., Nichipuruk A. P. Quality control of soldering of side walls of clamps in current-carrying connections of electric machines taking into account the influence of their sizes // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2022. – Vol. 58. – P. 1142–1152. – DOI: 10.1134/S1061830922700140.



Received: 26.06.2024
Revised: 30.09.2024
Accepted: 25.10.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.195-207

DEFECT DETECTION IN AVIATION PLEXIGLASS PARTS BY ANALYZING THE PARAMETERS OF RECORDED SPECKLE FIELDS

P. V. Pavlov^{1, a, *} and A. P. Vladimirov^{2, 3, b}

¹*Military Educational and Scientific Center of the Air Force N. E. Zhukovsky and Yu. A. Gagarin Air Force Academy, 133 Marshala Nedelina St., Voronezh, 394052, Russia*

²*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia*

³*Virom Federal Scientific Research Institute of Viral Infections, Federal Service for Surveillance on Consumer Rights Protection And Human Wellbeing, 23 Letnyaya St., Ekaterinburg, 620030, Russia*

a)  <https://orcid.org/0000-0001-5655-364>  pavlov.pave@yandex.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0001-6343-9772>  vap52@bk.ru

*Corresponding author. Email: pavlov.pave@yandex.ru
Address for correspondence: ul. Uryvskogo, 13, apt. 21, Voronezh, 394002, Russia

The paper presents the results of experimental studies on the use of techniques for applying the method of speckle structures of optical radiation for the tasks of determining the residual life, flaw detection testing, and assessing the health of aircraft cabin glazing elements made of AO-120 aviation plexiglass.

Keywords: defect, glass, speckle, movement, nondestructive testing

Acknowledgment

We appreciate the assistance of V. V. Artanov in developing the equipment of the optical-electronic system and conducting experiments. We are also grateful to A. O. Yevsin and A. A. Balashov, staff members of the Research Center (Lyubertsy) of the Central Research Institute of the Air Force (the Ministry of Defense of the Russian Federation) for the preparation of the aviation plexiglass test samples.

References

1. Mekalina, I.V., Bogatov, V.A., Trigub, T.S., and Sentiourine, E.G. Aviation organic glasses. In: *Trudy VIAM*, 2013, 11, 4. (In Russian).
2. Mekalina, I.V., Aizatulina, M.K., Sentiourin, E.G., and Popov, A.A. Features of influence of atmospheric factors on aviation organic glass. In: *Trudy VIAM*, 2018, 11 (71), 28–34. (In Russian). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-28-34.
3. Akolzin, S.V. and Frolkov, A.I. Performance restoration of the heat-resistant aircraft glazing during repair and operation. *Aviatsionnaya Promyshlennost*, 2014, 1, 41–43. (In Russian).
4. Yakovlev, N.O., Akolzin, S.V., and Shvets, S.M. Determination of the crack resistance of polymer materials. *Novosti Materialovedeniya. Nauka i Tekhnika*, 2014, 4, 3.
5. Leendertz, J.A. Interferometric displacement measurement on scattering surfaces utilizing speckle effect. *Journal of Physics E: Scientific Instruments*, 1970, 3 (3), 214–218. DOI: 10.1088/0022-3735/3/3/312.



6. Vladimirov, A.P. and Mikushin, V.I. Interferometric determination of vector components of relative displacements: theory and experiment. In: *SPIE Proceedings*, 1999, 3726, 38–43. DOI: 10.1117/12.341416.
7. Fomin, N.A. *Speckle Photography for Fluid Mechanics Measurements*, 1st ed., Springer-Verlag, Berlin, 1998, 219 p.
8. Vladimirov, A.P. Speckle metrology of dynamic macro- and microprocesses in deformable media. *Optical Engineering*, 2016, 55 (12), 121727. DOI: 10.1117/1.OE.55.12.121727.
9. Vladimirov, A.P., Kamantsev, I.S., Drukarenko, N.A., Trishin, V.N., Akashev, L.A., and Druzhinin, A.V. Assessment of fatigue damage in organic glass by optical methods. *Optics and Spectroscopy*, 2019, 127, 943–953. DOI: 10.1134/S0030400X19110286.
10. Vladimirov, A.P., Kamantsev, I.S., Ishchenko, A.V., Veselova, V.E., Gorkunov, E.S., Gladkovskiy, S.V., and Zadvorkin, S.M. Study of the fatigue crack origin process by changing the sample surface relief and its speckle images. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2015, 1, 21–26. (In Russian).
11. Vladimirov, A.P., Kamantsev, I.S., Veselova, V.E., Gorkunov, E.S. and Gladkovskiy, S.V. Use of dynamic speckle interferometry for contactless diagnostics of fatigue crack initiation and determining its growth rate. *Technical Physics*, 2016, 61, 563–568. DOI: 10.1134/S106378421604023X.
12. Vladimirov, A.P. and Ponosov, Yu.S. Application of speckle dynamics and Raman light scattering to study the fracture features of pipe steel at high-cycle fatigue. *Vestnik PNIPU. Mekhanika*, 2018, 3, 138–146. (In Russian). DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.13.
13. Vladimirov, A.P., Kamantsev, I.S., and Drukarenko, N.A. Nucleation and initiation of cracks under high-cycle fatigue in the EP679 maraging steel. In: *AIP Conference Proceedings*, 2019, 2176, 030019. DOI: 10.1063/1.5135143.



Подана в журнал: 26.06.2024
УДК 620.179.1:535.4
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.195-207

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ОРГАНИЧЕСКОГО АВИАЦИОННОГО СТЕКЛА ПО АНАЛИЗУ ПАРАМЕТРОВ РЕГИСТРИРУЕМЫХ СПЕКЛ-ПОЛЕЙ

П. В. Павлов^{1, а, *}, А. П. Владимиров^{2, 3, б}

¹Военный учебно-научный центр Военно-воздушных сил
«Военно-воздушная академия им. проф. Н. Е. Жуковского и Ю. А. Гагарина»,
ул. Маршала Неделина, 133, г. Воронеж, 394052, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия

³Федеральное бюджетное учреждение науки
Федеральный научно-исследовательский институт вирусных инфекций «Виром» Роспотребнадзора,
ул. Летняя, 23, г. Екатеринбург, 620030, Россия

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-5655-364>  pavlov.pave@yandex.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0001-6343-9772>  vap52@bk.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: pavlov.pave@yandex.ru
Адрес для переписки: ул. Урывского 13, кв. 21, г. Воронеж, 394002, Россия

В статье представлены результаты экспериментальных исследований по использованию методик применения метода спекл-структур оптического излучения для задач определения остаточного ресурса, дефектоскопического контроля и оценки технического состояния элементов из авиационного органического стекла марки АО-120 для остекления кабин самолетов.

Ключевые слова: дефект, стекло, спекл, перемещение, неразрушающий контроль

1. Введение

В настоящее время для изготовления элементов остекления кабин самолетов широко применяются оптически прозрачные полиметилметакрилатные, поликарбонатные полимерные органические стекла [1]. В процессе эксплуатации детали остекления подвергаются как эксплуатационным, так и атмосферным воздействиям. Ранее проведенные исследования влияния атмосферных факторов [2] и механических нагрузок на структуру и элементы крепления [3, 4] остекления к корпусу кабины свидетельствуют о необходимости разработки прецизионных методов и устройств неразрушающего контроля, способных определять местонахождение и степень опасности обнаруженных дефектов. Известно использование метода спекл-структур оптического излучения для определения перемещений, скорости движения, поворотов, упругих и пластических деформаций тел, потоков жидкостей и газов [5–7]. Поэтому разработка новых методик определения технического состояния элементов остекления из органического стекла является актуальной научно-технической задачей.

Решение задачи по установлению связи между параметрами, характеризующими динамику фаз волн, и динамикой спеклов является очень непростым. Однако в последнее время наблюдается определенный прогресс в решении подобных задач.

Целью данных исследований является ознакомление читателей с последними разработками авторов в области теории и применения динамической спекл-интерферометрии для оценки воздействия внешних факторов и агрессивных сред на структуру авиационного органиче-



ского стекла и определения величины перемещения элементов остекления при создании избыточного давления внутри кабины.

2. Теория применяемого метода неразрушающего контроля

Неразрушающий контроль элементов остекления проводился на основе анализа параметров регистрируемых спекл-полей. Суть предлагаемых методик заключается в том, что время экспонирования используемой телекамеры выбирается кратным периоду циклических деформаций.

На основе модели отражающего объекта в виде совокупности точечных центров рассеяния, расположенных на ее поверхности, в работе [8] была решена задача о динамике спеклов в плоскости изображения периодически деформируемого объекта. В предположении, что указанные центры рассеяния могут одновременно перемещаться поступательно, совершать периодические движения с одинаковыми амплитудой и периодом T , а также случайным образом перемещаться в пространстве в результате необратимых процессов, протекающих на структурном уровне, были получены формулы для интенсивности излучения I в некоторой точке плоскости изображения и нормированной временной автокорреляционной функции $\eta(t_1, t_2)$ этого излучения. Предполагалось, что величина I является усредненной по времени интенсивностью излучения, а время усреднения равно или кратно периоду T . Для I и $\eta(t_1, t_2)$ было получено:

$$I = I_1 + I_2 e^{-\frac{\sigma^2}{2}} \cos(x + \alpha), \quad (1)$$

$$\eta(t_1, t_2) = \eta_1 \eta_2 \eta_3 = \eta(u_x) \cos\left[\left(\langle x_2 \rangle - \langle x_1 \rangle\right)\right] \times e^{-\frac{1}{2}k_{11} - \frac{1}{2}k_{22} + k_{12}}, \quad (2)$$

где в формуле (1) I_1, I_2, α – константы; $x = k\Delta\bar{u}(\vec{l}_s + \vec{l})$; k – волновое число; $\Delta\bar{u}$ – среднее значение вектора относительного необратимого перемещения двух центров рассеяния, расположенных в области, размер которой равен линейному разрешению линзы; \vec{l}_s и \vec{l} – единичные векторы, направленные от центра области к источнику света и к центру линзы соответственно. Отметим, что величина $\Delta\bar{u}$ формируется усреднением как по времени T , так и по области поверхности, размер которой равен линейному разрешению линзы. В формуле (2) $\eta = \eta(u_x)$ – автокорреляционная функция, соответствующая поступательному перемещению объекта, где для определенности предполагалось, что объект перемещается по оси Ox , $\langle x_1 \rangle$ и $\langle x_2 \rangle$ – средние значения, k_{11} и k_{22} – дисперсии, а k_{12} – смешанный корреляционный момент величин x в моменты времени t_1 и t_2 соответственно, угловые скобки означают усреднение по ансамблю объектов. Если в отсутствие поступательного перемещения объекта ($\eta = 1$) процесс случайного изменения разности фаз волн стационарный, то $\langle x_1 \rangle = \langle x_2 \rangle$, $k_{11} = k_{22}$. Тогда вместо (2) имеем

$$\eta(t_1, t_2) = \eta_3 = e^{-k_{22} + k_{12}(t_1, t_2)}. \quad (3)$$

Если теперь время $\tau = t_2 - t_1$ превысит время корреляции τ_0 разности фаз, то $k_{12} = 0$, а величина $\eta(t_1, t_2)$ выйдет на постоянный уровень $\eta^* = \exp(-k_{22})$. По значению η^* можно найти дисперсию σ_x^2 и среднеквадратичное отклонение σ_x величины x .

Формулы (1)–(3) справедливы также и для прозрачного объекта, освещенного через случайный фазовый экран, например матовое стекло. В этом случае $x = k\Delta u$, где Δu – средняя разность оптических путей пар волн, а оптическая длина пути j -й волны определяется выражением

$$u_j = \int_{l_j} [n_j(l) - n_0] dl, \quad (4)$$

где $n_j(l)$ – распределение показателя преломления в фазовом объекте вдоль пути j -й волны; l_j – длина пути j -й волны в объекте; n_0 – показатель преломления в отсутствие фазового объекта; интегрирование ведется вдоль пути волны l_j .

3. Методика оценки остаточного ресурса деталей из авиационного органического стекла по анализу параметров спекл-поля

В экспериментах значение η определяется по формуле (1) из статьи [9]. В настоящее время метод усредненных во времени спекловых изображений успешно опробован для изучения особенностей многоциклового усталости трубной [10–12] и мартенситной [13] сталей, модельного [9] и авиационного оргстекла.

Для локализации необратимых процессов на заранее известном месте призматические образцы одинакового размера и одинаковой формы изготавливались с острым надрезом типа Шарпи, а именно с радиусом кривизны надреза, равным 0,25 мм. Образцы размером $5 \times 10 \times 50$ мм испытывались трехточечным изгибом на машине резонансного типа Microtron (Rumul). На рис. 1 для разных материалов приведены распределения величины η вблизи изображения надреза перед стартом трещины. Анализ распределений величины η на разных стадиях циклических деформаций, зависимостей η от числа циклов N на разных фрагментах показал, что для использованных нами материалов первые признаки повреждений регистрируются на некотором расстоянии от вершины надреза. Показано, что необратимые процессы начинаются задолго до появления трещины, на вершине надреза постепенно формируется зона необратимых деформаций размером 0,5–1 мм, а трещина зарождается на вершине надреза в области размером порядка 10–100 мкм.

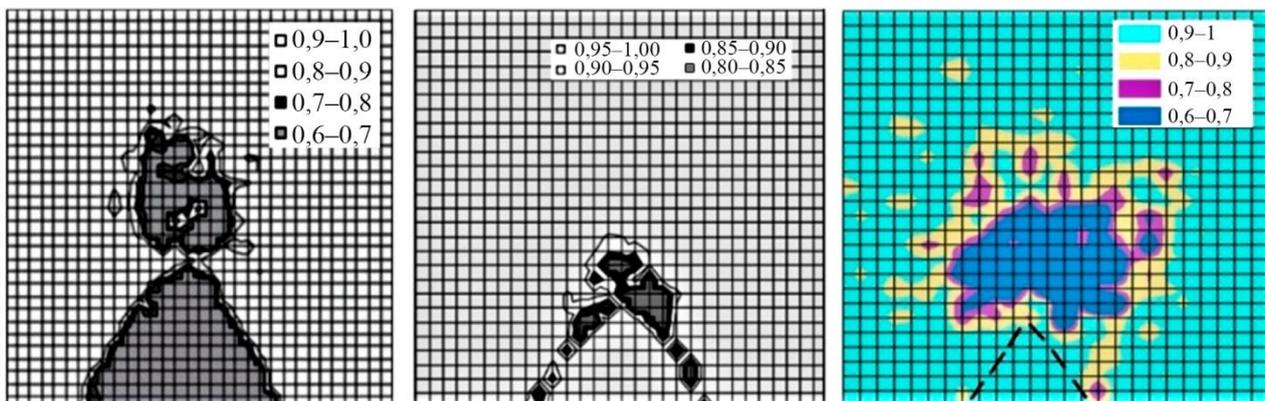


Рис. 1. Распределение величины η на вершине изображения надреза перед стартом трещины для разных материалов (слева направо): сталь 09Г2С, оргстекло марки Астума, оргстекло марки АО-120

Внутри образца из оргстекла впервые был визуализирован переход первоначально сплошной среды в разрушенное состояние. Найдены предельные значения физических величин, соответствующих началу трещины. Таковыми для непрозрачных объектов являются локальный поворот поверхности, изменение микрорельефа, а для прозрачных тел – показатель преломления и плотность среды. В работах [8, 13] предложена концепция оценки остаточного ресурса контролируемого элемента конструкции, основанная на определении вначале предельного значения физической величины, соответствующей началу трещины, и контроля скорости изменения этой величины в процессе циклических деформаций или эксплуатации объекта.

4. Результаты применения методики определения степени повреждения деталей из органического стекла по анализу изменения параметров спекл-поля

Немаловажной задачей является и оценка степени поверхностного повреждения элементов остекления, снижающего его прочность. С этой целью для исследования были подготовлены призматические образцы размером $10 \times 20 \times 50$ мм из авиационного оргстекла марки АО-120. Три образца были подвержены воздействию ацетона на протяжении от 10, 15 и 25 минут под нагрузкой 450 кг/см^2 . Два других образца были подвержены воздействию ультрафиолетового излучения на протяжении 10,4 и 23,3 дней в климатермосветокамере KTLK 1250.

Повреждения оргстекла изучались по методике, предложенной в работе [9]. В соответствии с предложенной методикой, по схеме, показанной на рис. 2, регистрируется два спекловых изображения прозрачного плоского образца. После регистрации первого изображения образец перемещается по оси ox на расстояние, превышающее размер оптической неоднородности, затем регистрируется второе спекловое изображение образца. Далее путем цифровой обработки данных в плоскости изображения объекта формируется распределение величины η . По значениям величины η в работе [8] в пределах оптической неоднородности были найдены зависимости показателя преломления и плотности от координаты x .

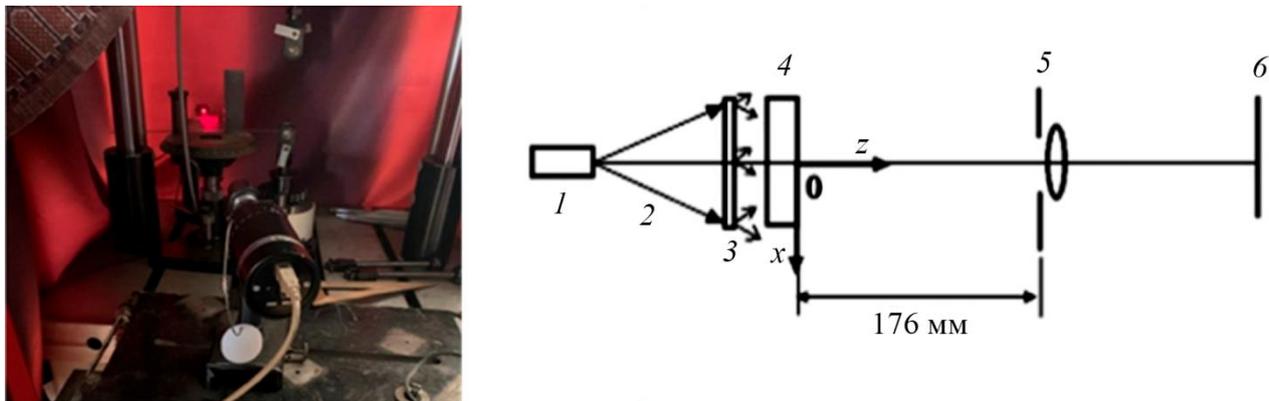
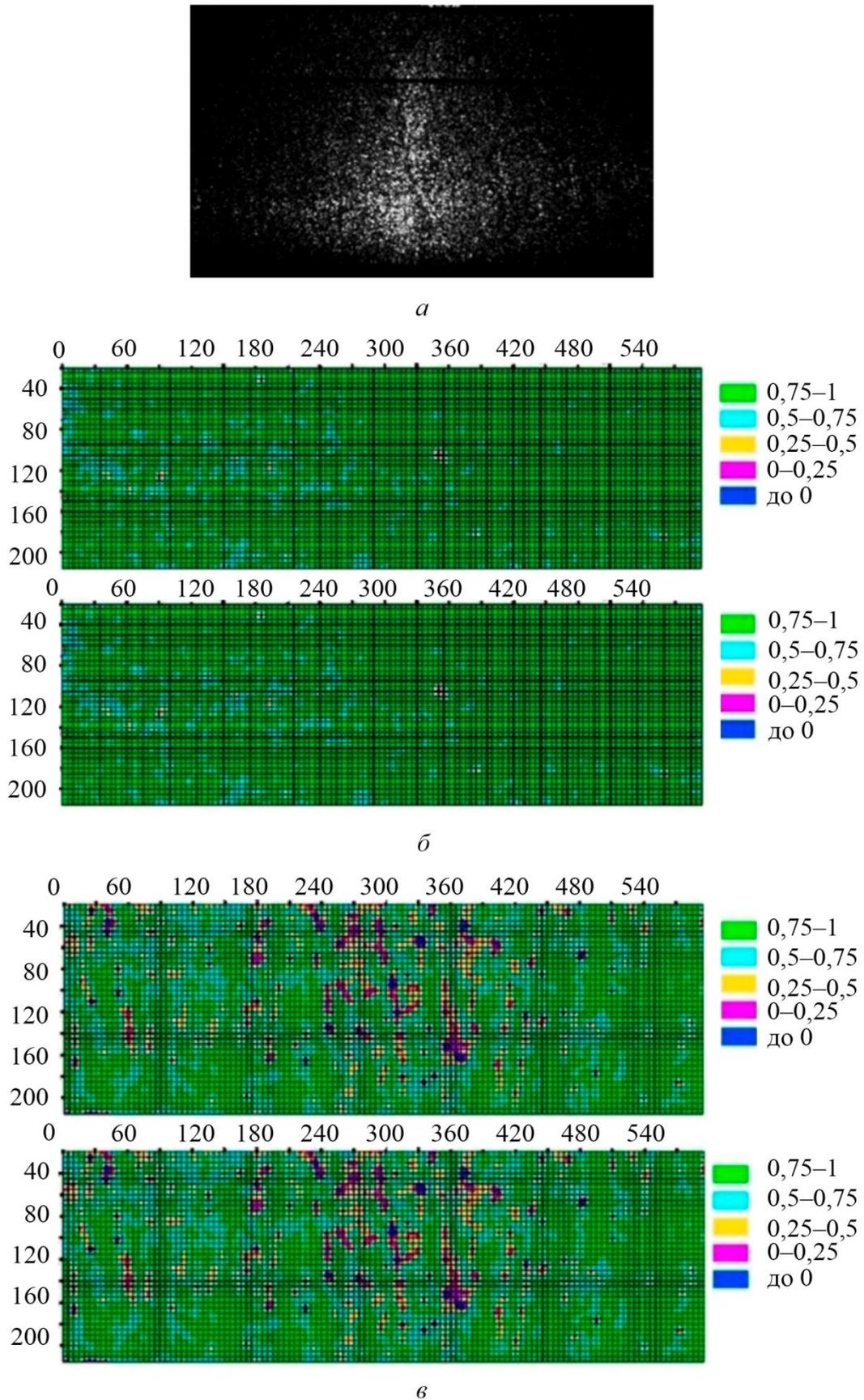


Рис. 2. Схема оптической установки: 1 – лазер; 2 – лазерное излучение; 3 – матовый рассеиватель; 4 – образец; 5 – линза; 6 – матрица телекамеры

На рис. 3 а приведено типичное спекловое изображение образца, на рис. 3 б – распределения величины η для неповрежденного образца, на рис. 3 в – распределение η для образца, подверженного действию ацетона в течение 15 минут и нагрузки величиной 450 кг/см^2 , а на рис. 3 г – для образца, подверженного воздействию ультрафиолетового излучения в течение 23,3 суток. Величина η определялась на фрагментах изображения размером 5×5 пикселей. Из рис. 3 видно, что на образце, не подверженном действию агрессивной среды и излучения, количество неповрежденных и слабо поврежденных участков ($\eta = 0 \div 0,7$) максимально, на следующем образце таких участков значительно меньше, а на последнем образце такие участки не наблюдаются. Повреждениями исходного образца являются царапины, возникшие в процессе изготовления, хранения и транспортировки. Визуальный осмотр, а также регистрация трехмерного профиля поверхности показали, что действие ацетона и нагрузки вызвали образование трещин серебра, а под действием ультрафиолетового излучения в поверхностном слое, кроме того, по-видимому, имели место химические превращения.



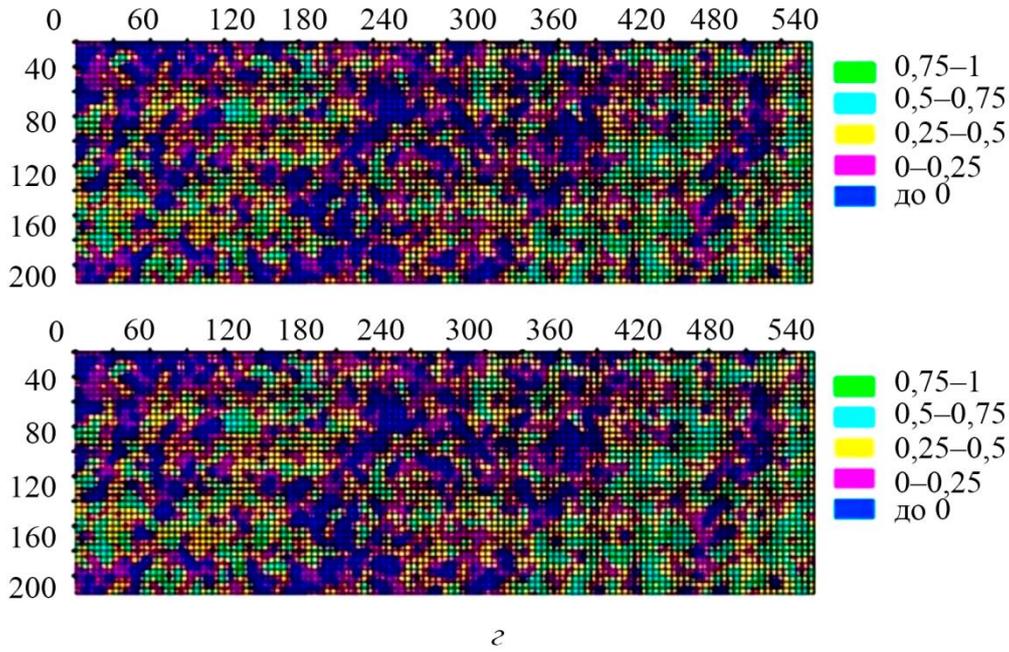
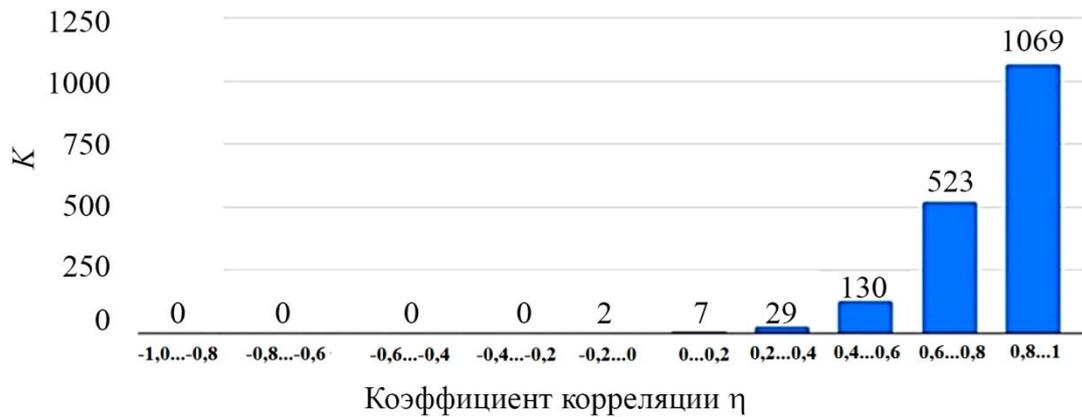
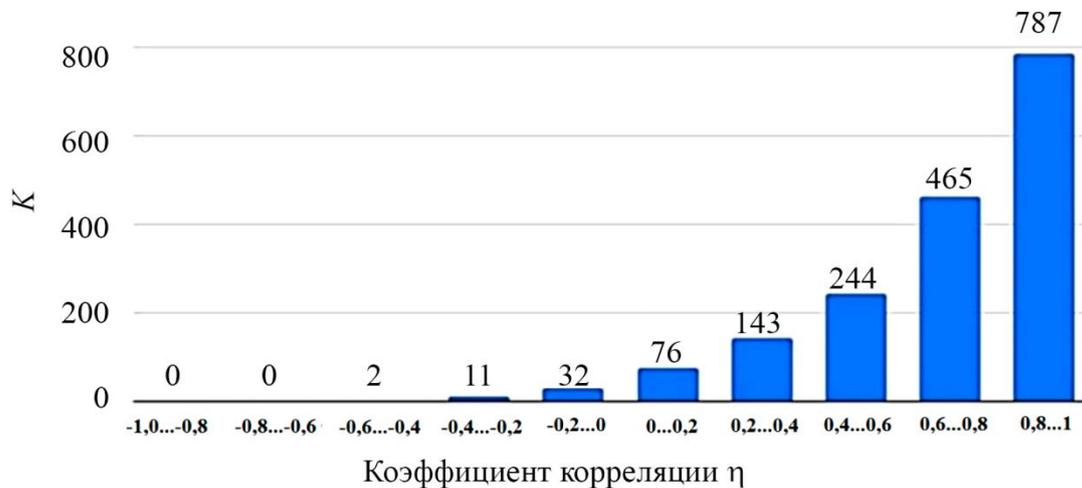


Рис. 3. Типичная спекл-картина от образца авиационного оргстекла (а) и диаграммы распределения коэффициента корреляции η неповрежденного образца (б), образца после воздействия ацетона и нагрузки (в) и образца, подвергнутого воздействию УФ-излучения (г)



а



б

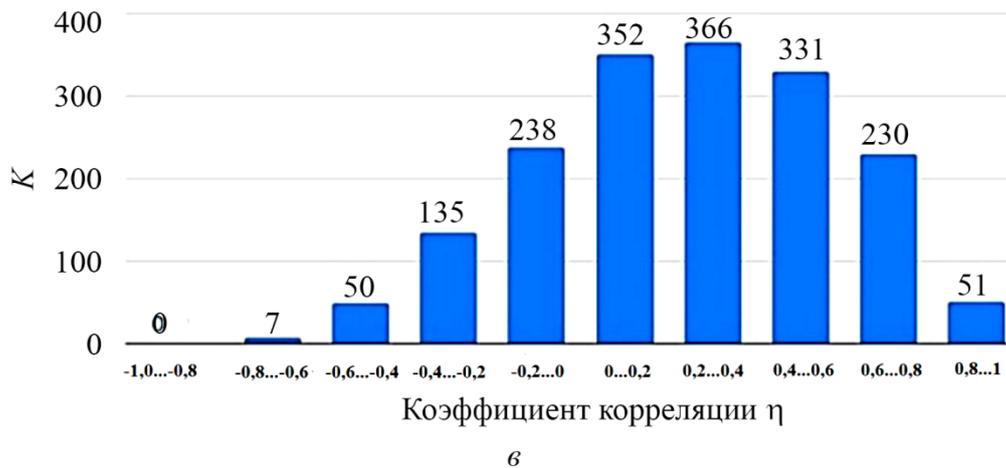


Рис. 4. Гистограммы поврежденности образцов: исходный образец (а), образец под действием ацетона и нагрузки (б) и под действием ультрафиолетового излучения (в)

На рис. 4 приведены гистограммы поврежденности образцов, показывающие количество K участков образца, в которых величина η попадает в определенный интервал значений.

Анализ гистограмм показал, что под действием агрессивной среды и ультрафиолетового излучения происходит увеличение числа наиболее поврежденных участков, а в соответствующих гистограммах имеет место их удлинение и смещение пика в сторону отрицательных значений η . Полученные данные продемонстрировали возможность создания методики, позволяющей визуализировать наиболее поврежденные участки остекления воздушных судов и объективно оценивать степень их поврежденности.

5. Результаты применения методики определения дефектов остекления кабин самолетов внутри заделки

Сущность методики определения параметров дефектов в заделке остекления по анализу параметров регистрируемых спекл-полей от участков остекления при создании избыточного давления внутри кабины заключается в том, что на первоначальном этапе на заданные участки поверхности остекления кабины наносят контрольные маркеры (рис. 5 а), далее с помощью оптико-электронной системы (рис. 5 б) облучают остекление кабины 4 спекл-полем, сформированным за счет прохождения когерентного излучения 2 через матовое стекло 3, регистрируют прошедшее через диафрагму 5 спекл-поле на ПЗС-матрице 6 видеокамеры, повышают избыточное давление внутри кабины и повторно регистрируют спекл-изображения, производят расчет величины перемещения установленных индикаторов u_x с учетом определения величины коэффициента корреляции η .

Алгоритм испытаний предложенной методики проходил по аналогии с методикой определения величины выходов остекления из заделки согласно регламенту технического обслуживания самолета Т-10В, кн. 4/8, ТК № 13 ленточным методом. Для проведения испытаний из состава авиапарка полка, согласно данным «Журнала учета контроля технического состояния элементов остекления кабин самолетов», было выбрано воздушное судно, у которого было зафиксировано значение выхода остекления из заделки больше 1 мм. Поэтому в качестве контрольных участков остекления были выбраны участки остекления кабины самолета с величиной выхода остекления 0 мм, 0,5 мм и 1,2 мм. С помощью мелового маркера на данные участки кабины были нанесены контрольные маркеры, как показано на рис. 5 б. Далее, на кабину была установлена оптико-электронная система комплекса 1 (рис. 6.) таким образом, чтобы все контрольные маркеры попадали в поле зрения объектива видеокамеры.

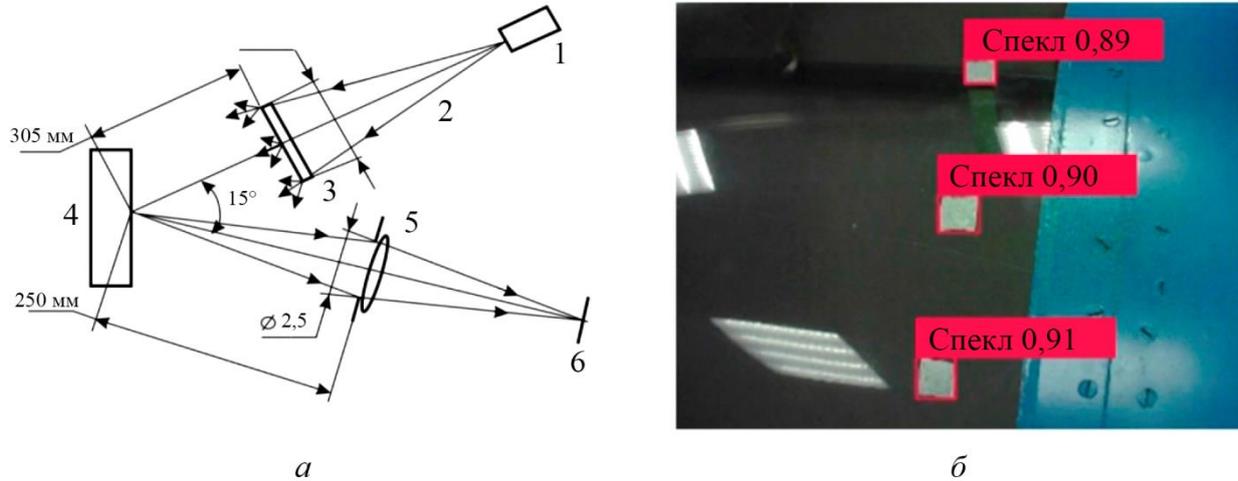


Рис. 5. Схема записи (а) спекл-полей от маркеров (б) на элементе остекления кабины самолета: 1 – лазер; 2 – освещающее излучение; 3 – матовый рассеиватель; 4 – остекление кабины; 5 – объектив с диафрагмой; 6 – ПЗС-матрица

$$u_x = 2x_s(1 - \eta), \quad (5)$$

где $2x_s$ – размер диафрагмы объектива видеокамеры.



Рис. 6. Программно-аппаратный комплекс определения величины перемещения остекления из заделки по анализу параметров регистрируемых цифровых спекл-полей: 1 – оптоэлектронная система; 2 – ЭВМ с программным модулем обработки спекл-полей; 3 – оснастка для размещения оптоэлектронной системы на кабине самолета

В процессе юстировки оптической системы устанавливали диафрагму объектива из расчета, чтобы средний размер спекла на изображении был чуть больше размера пикселя ПЗС-матрицы (8,3 мкм). Затем контролируемую область остекления облучали спекл-полем, оператором на трех контролируемых участках остекления выбирали сектор, находящийся на поверхности захваченного маркера, при этом каждый сектор соответствовал определенному цвету (зеленый, красный и синий).

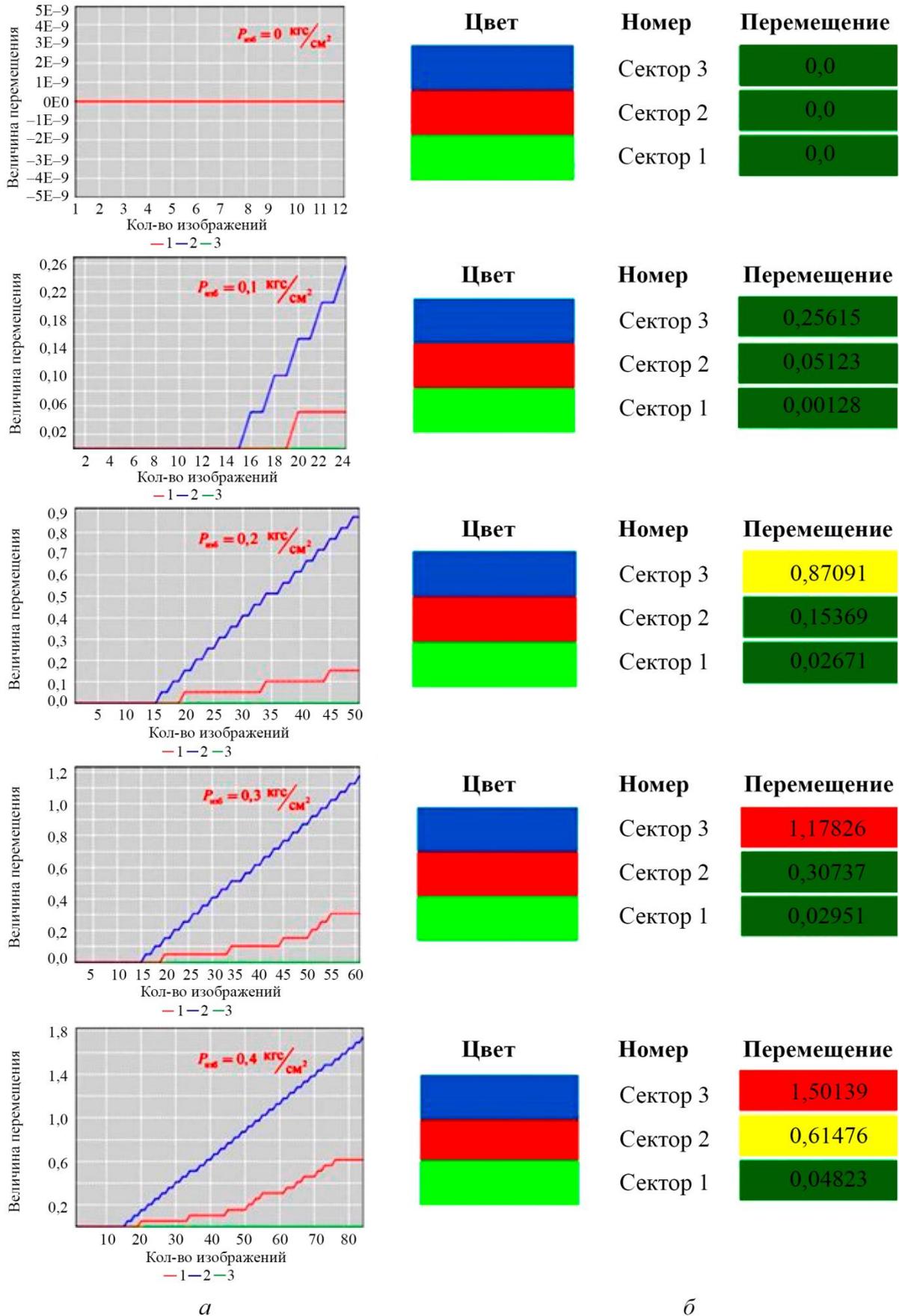


Рис. 7. Результаты измерений величины перемещения (мм) остекления из заделки в графическом (а) и численном (б) виде



По команде оператора одновременно с повышением избыточного давления внутри кабины до $0,4 \text{ кгс/см}^2$ происходили регистрация спекл-полей и расчет величины выхода остекления из заделки. При этом одновременно на экране ЭВМ отображалась информация о расчете величины перемещения остекления на трех контролируемых участках как в графическом, так и в числовом значении (см. рис. 7); кроме этого, поле, в котором отображается числовое значение величины выхода остекления из заделки, подкрашивается соответствующим цветом: «зеленый» – норма; «желтый» – опасно; «красный» – критически опасно (недопустимо). Верификация результатов испытаний разработанного программного модуля с результатами, полученными в ходе оценки технического состояния кабины ленточным методом, показало, что погрешность полученных результатов на 10 % больше, чем у ленточного метода.

Эти расхождения связаны с вкладом в изменение регистрируемого спекл-поля эффектов поворота стекла за счет изменения давления в кабине самолета.

Для того чтобы рассчитать перемещение стекла в трех проекциях, необходимо доработать структуру оптической системы путем изменения угла регистрации отраженного спекл-поля, что будет учтено при выполнении дальнейших исследований.

6. Заключение

Таким образом, в ходе исследований предложенных методик установлено, что использование метода спекл-структур оптического излучения позволяет:

- визуализировать процессы трещинообразования деталей из органического авиационного стекла при испытаниях на многоцикловую усталость;
- определять степень повреждения поверхностной структуры остекления кабин самолетов в процессе эксплуатации и оценивать параметры дефектов типа «серебро»;
- автоматизировать процесс определения величины перемещения остекления из заделки в ходе увеличения избыточного давления внутри кабины.

Благодарность

Авторы благодарят Артанова В. В. за помощь в разработке оснастки оптико-электронной системы и проведении экспериментов, а также сотрудников НИЦ (г. Люберцы) ЦНИИ ВВС МО РФ Евсина А. О. и Балашова А. А. за подготовку тестовых образцов авиационного оргстекла.

Литература

1. Авиационные органические стекла / И. В. Мекалина, В. А. Богатов, Т. С. Тригуб, Е. Г. Сентюрин // Труды ВИАМ. – 2013. – № 11. – С. 4.
2. Особенности влияния атмосферных факторов на авиационные органические стекла / И. В. Мекалина, М. К. Айзатулина, Е. Г. Сентюрин, А. А. Попов // Труды ВИАМ. – 2018. – № 11 (71). – С. 28–34. – DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-28-34.
3. Акользин С. В., Фролков А. И. Восстановление работоспособности теплостойкого авиационного остекления при ремонте и в эксплуатации // Авиационная промышленность. – 2014. – № 1. – С. 41–43.
4. Яковлев Н. О., Акользин С. В., Швец С. М. Определение трещиностойкости полимерных материалов // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2014. – № 4. – С. 3.
5. Leendertz J. A. Interferometric displacement measurement on scattering surfaces utilizing speckle effect // Journal of Physics E: Scientific Instruments. – 1970. – Vol. 3 (3). – P. 214–218. – DOI: 10.1088/0022-3735/3/3/312.



6. Vladimirov A. P., Mikushin V. I. Interferometric determination of vector components of relative displacements: theory and experiment // SPIE Proceedings. – 1999. – Vol. 3726. – P. 38–43. – DOI: 10.1117/12.341416.
7. Fomin N. A. Speckle Photography for Fluid Mechanics Measurements. – 1st ed. – Berlin : Springer–Verlag, 1998. – 219 p.
8. Vladimirov A. P. Speckle metrology of dynamic macro- and microprocesses in deformable media // Optical Engineering. – 2016. – Vol. 55 (12). – P. 121727. – DOI: 10.1117/1.OE.55.12.121727.
9. Assessment of fatigue damage in organic glass by optical methods / A. P. Vladimirov, I. S. Kamantsev, N. A. Drukarenko, V. N. Trishin, L. A. Akashev, A. V. Druzhinin // Optics and Spectroscopy. – 2019. – Vol. 127. – P. 943–953. – DOI: 10.1134/S0030400X19110286.
10. Изучение процесса зарождения усталостной трещины по изменению рельефа поверхности образца и ее спекловых изображений / А. П. Владимиров, И. С. Каманцев, А. В. Ищенко, В. Е. Веселова, Э. С. Горкунов, С. В. Гладковский, С. М. Задворкин // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – № 1. – С. 21–26.
11. Use of dynamic speckle interferometry for contactless diagnostics of fatigue crack initiation and determining its growth rate / A. P. Vladimirov, I. S. Kamantsev, V. E. Veselova, E. S. Gorkunov, S. V. Gladkovskiy // Technical Physics. – 2016. – Vol. 61. – P. 563–568. – DOI: 10.1134/S106378421604023X.
12. Владимиров, А. П., Поносов Ю. С. Применение динамики спеклов и комбинационного рассеяния света для изучения особенностей разрушения трубной стали при многоциклового усталости // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2018. – № 3. – С. 138–146. – DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.13.
13. Vladimirov A. P., Kamantsev I. S., Drukarenko N. A. Nucleation and initiation of cracks under high-cycle fatigue in the EP679 maraging steel // AIP Conference Proceedings. – 2019. – Vol. 2176. – P. 030019. – DOI: 10.1063/1.5135143.

ПАМЯТИ НИКИТЫ ФЕДОРОВИЧА МОРОЗОВА

25 июля 2024 года ушел из жизни член редакционного совета журнала *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures* Никита Федорович Морозов, выдающийся российский ученый, заслуженный деятель науки РФ, академик Российской академии наук, доктор физико-математических наук.



Он являлся крупнейшим специалистом мирового уровня в области решения динамических задач механики, применения методов механики деформируемого твердого тела к проблемам наномеханики и теоретического материаловедения, исследования закономерностей деформации и разрушения нанокристаллических тел. В 2000 году за цикл работ по нелинейным проблемам механики деформируемого твердого тела ему присуждена Государственная премия Российской Федерации в области науки и техники.

Никита Федорович был вице-председателем Национального комитета России по теоретической и прикладной механике, председателем Научного совета РАН по механике деформируемого твердого тела, сопредседателем Головного совета по теоретической и прикладной механике Министерства науки и образования РФ. Созданная им научная школа механиков-прочнистов по праву занимает одно из ведущих мест среди отечественных школ в этой области и пользуется большим авторитетом за рубежом.



Со дня создания журнала *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures* Никита Федорович являлся бессменным членом редакционного совета журнала. Под влиянием его взглядов на развитие современной механики деформируемого твердого тела сформировалась научная направленность журнала.



Уход из жизни Никиты Федоровича – большая потеря для российской науки. Редакционный совет и редакционная коллегия журнала *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures* скорбит вместе с родными и коллегами в связи с уходом из жизни ученого с мировым именем и замечательного, харизматичного человека.

Светлая память о Никите Федоровиче Морозове сохранится в наших сердцах.

Редакционная коллегия журнала DREAM