

Научный журнал

ВЕСТНИК

Сибирского
государственного
индустриального
университета

№ 2 (44), 2023

Основан в 2012 году
Выходит 4 раза в год

Учредитель:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет»

Редакционная коллегия

Коновалов С.В.
(главный редактор)

Запольская Е.М.
(отв. секретарь)

Агеев Е.В.
Бецофен С.Я.
Бурков В.Н.
Буркова И.В.
Гречников Ф.В.
Громов В.Е.
Данилов В.И.
Деев В.Б.
Jayalakshmi S.
Жеребцов С.В.
Захарова А.А.
Затеякин О.А.
Зеркаль С.М.
Зимин А.В.
Коган А.Б.
Колубаев Е.А.
Копеин В.В.
Нехорошева Л.Н.
Осколкова Т.Н.
Пантелеев В.И.
Петрова Т.В.
Singh R.A.
Рыбенко И.А.
Симченко Н.А.
Siddiquee A.N.
Смагин В.И.
Стрижак П.А.
Султангузин И.А.
Темлянцев М.В.
Хамзаева А.М.
Chen X.
Чехонадских А.В.
Шиплюк А.Н.
Юлдашев Н.Х.
Юрьев А.Б.

СОДЕРЖАНИЕ

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Громов В.Е., Коновалов С.В., Чен С., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В. Вектор развития улучшения свойств ВЭС Кантора.....3

Гэн Я., Папченко И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Чен С. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру аддитивного сплава Al – Mg.....13

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Капуткин Д.Е. Критерий коробления при термической обработке симметричных изделий.....20

Гынгазов С.А., Болтуева В.А. Модификация структуры и механических свойств оксидной керамики ионной обработкой...28

Ганиев И.Н., Холмуродов Ф., Сафаров А.Г., Хакимов А.Х., Якубов У.Ш. Исследование удельной теплоемкости и изменений термодинамических функций алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием.....40

Истомина Т.Ю., Капуткин Д.Е., Поляков Д.Д., Преферанцев Д.И., Степанова В.А. Взаимное воздействие грунтового электролита и углеродистой стали в процессе биологической коррозии при наложении ультразвуковых колебаний.....51

Филяков А.Д., Сарычев В.Д., Чумачков И.И. Методы моделирования фазовых превращений в бейнитных сталях.....60

Ashis Mallick, Panchenko I.A., Konovalov S.V. Effect of ball-milling on mechanical properties of Mg – 3 % Al alloys.....72

Петров И.Н., Разживин В.А., Воробьев Д.И., Смальцер А.В., Саргаева Т.С. Исследование влияния анизотропии механических свойств листов из алюминиевого сплава 8011А на предельный угол инкрементального формообразования.....79

Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Куценко А.И., Симачев А.С., Бессонова О.В. Исследование стойкости чугунов к высокотемпературной газовой коррозии в среде анодных газов алюминиевых электролизеров87

РЕГИОНАЛЬНАЯ И ОТРАСЛЕВАЯ ЭКОНОМИКА

Дубовик Ю.В., Надеева Д.А., Драйцева Л.П., Исупова И.А. Перспектива развития социального предпринимательства в Кузбассе.....	95
Ковалева Е.В., Цымбалюк М.В. Факторы потребительского спроса, определяющие экономический рост российской экономики...103	
Сидорова Л.Е., Казанцева Г.Г. Организационная культура вуза как средство урегулирования конфликтов интересов с индустриальными партнерами.....	111
К сведению авторов.....	119

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор).

Свидетельство о регистрации:
ПИ № ФС77-77872 от 03.03.2020 г.

Адрес редакции:

654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 433 М
тел. 8-3843-74-86-28
[http: www.sibsiu.ru](http://www.sibsiu.ru)
e-mail: vestnicsibgiu@sibsiu.ru

Адрес издателя:

654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 336 Г
тел. 8-3843-46-35-02
e-mail: rector@sibsiu.ru

Адрес типографии:

654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 280 Г
тел. 8-3843-46-44-02

Подписные индексы:

Объединенный каталог «Пресса России» – 41270

Подписано в печать

30.06.2023 г.

Выход в свет

30.06.2023 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл.печ.л. 4,3.

Уч.-изд.л. 4,6.

Тираж 300 экз.

Заказ № 146.

Цена свободная

Оригинальная статья

УДК 536.425:539.25:539.351

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(42)-3-12

ВЕКТОР РАЗВИТИЯ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ ВЭС КАНТОРА

© 2023 г. В. Е. Громов¹, С. В. Коновалов¹, С. Чен², М. О. Ефимов¹, И. А. Панченко¹,
В. В. Шляров¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

²Университет Вэньчжоу (Китай, 325035, провинция Чжэцзян, город Чашань)

Аннотация. Созданный одним из первых более 20 лет назад высокоэнтропийный пятикомпонентный сплав CoCrFeNiMn (сплав Кантора) по-прежнему привлекает внимание исследователей в области физического материаловедения по причине возможного его применения в различных отраслях промышленности благодаря удачному сочетанию прочностных и пластических свойств. К настоящему времени накоплен большой экспериментальный материал по управлению свойствами этого сплава. В настоящей работе выполнен обзор публикаций отечественных и зарубежных авторов по различным направлениям улучшения свойств этого сплава: легированием, выделениями, термической обработкой, использованием фазовых диаграмм Calphad. Проанализирована роль легирования бором, ванадием, алюминием, кремнием, ниобием; роль нановыделений, влияние различных режимов термической и деформационной обработок. Сделан вывод о необходимости проведения экспериментов по легированию ВЭС цирконием и ниобием, хорошо зарекомендовавшими себя в упрочнении сталей. Показано, что создание и модифицирование свойств пятикомпонентных ВЭС возможно при использовании компьютерных программ Calphad, разработанных для расчета диаграмм состояния. Проанализированные результаты публикаций по термодинамическому описанию пятикомпонентных сплавов подтверждены сравнением фазовых диаграмм с имеющимися экспериментальными данными. Показано, что на основе расчета фазовых диаграмм Calphad возможен дизайн нового поколения ВЭС.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав CoCrFeNiMn, легирование, упрочнение, термическая обработка, программа Calphad

Финансирование. Исследование выполнено счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

Для цитирования: Громов В.Е., Коновалов С.В., Чен С., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В. Вектор развития улучшения свойств ВЭС Кантора // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 3–12. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2\(44\)-3-12](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2(44)-3-12)

Original article

DEVELOPMENT VECTOR FOR ENHANCEMENT OF CANTOR HEA PROPERTIES

© 2023 V. E. Gromov¹, S. V. Konovalov¹, X. Chen², M. O. Efimov¹, I. A. Panchenko¹,
V. V. Shlyarov¹

¹Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

²Wenzhou University (Wenzhou City, Zhejiang Province, 325035, China)

Abstract. First created over 20 years, high-entropy five-component alloy CoCrFeNiMn (Cantor alloy) still attracts the atten-

tion of researchers in the field of physical materials science because its possible application in various industries due to a successful combination of strength and plastic properties. To date, a large amount of experimental material has been accumulated on how to control the properties of this alloy. This article reviews the publications of Russian and foreign authors in two areas of improving the properties of this alloy: alloying, precipitation and heat treatment and the use of Calphad phase diagrams. In the first direction, the role of alloying with B, V, Al, V, Si, Nb is analyzed; nanoprecipitations, various modes of thermal and deformation processing. It is concluded that it is necessary to conduct experiments alloying HEA with Zr and Nb, which have proven themselves well in steels hardening. The creation and modification of the properties of five-component HEA is possible using the Calphad computer software developed for calculating state diagrams. The results of publications on the thermodynamic description of five-component alloys analyzed in the article are confirmed by comparing the phase diagrams with the available experimental data. It is shown that the development of a new generation of HEAs is possible based on the calculation of the Calphad phase diagrams.

Keywords: high-entropy alloy, CoCrFeNiMn, alloying, hardening, heat treatment, Calphad program

Funding. This study is funded by a grant of the Russian Science Foundation project no. 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

For citation: Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen X., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. Development vector for enhancement of Cantor HEA properties. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 3–12. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2\(44\)-3-12](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2(44)-3-12)

Введение

Созданный в начале этого века новый класс металлических материалов (так называемые высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС)) привлекает внимание исследователей в областях физики конденсированного состояния и физического материаловедения вследствие высокого уровня свойств, заметно превышающих свойства обычных сплавов [1, 2]. Первым пятикомпонентным ВЭС был CoCrFeNiMn (сплав Кантора) [3 – 9], который обладает хорошим сочетанием прочностных и пластических свойств.

Обсуждение проблемы улучшения механических и эксплуатационных свойств ВЭС Кантора началось вскоре после его создания и активно продолжается до сих пор. В обзорах [10 – 12] проанализированы способы повышения механических свойств сплава CoCrFeNiMn ввиду возможных областей его промышленного использования. Решение этой проблемы предполагало усиление зернограничного упрочнения [10], твердорастворного упрочнения, создание нанокристаллического состояния, упрочнение выделениями, частичной аморфизацией, использование упрочняющих поверхностных обработок, разработку новых способов получения ВЭС, ультразвуковое воздействие, формирование градиентов структуры и т.д. [13 – 15]. Такие подходы могут стимулировать значительное расширение областей применения этого ВЭС. В работе [16] на основе анализа экспериментальных результатов отмечено, что существует несколько сотен пятикомпонентных ВЭС, содержащих свыше 40 разных элементов. Эти элементы условно разделены на девять семейств (1 – на основе переходных 3d-металлов Al, Co, Cr, Fe, Ni, Mn, Cu, Ti; 2 – на ос-

нове тугоплавких металлов Cr, Hf, Mo, Nb, Ta, Ti, V, W, Zr; 3 – на основе Al, Be, Li, Mn, Se, Sn, Ti, Zn; 4 – на основе переходных 4f-металлов Dy, Gd, Lu, Tb, Tm, Y; 5 – на основе бронз и латуней; 6 – на основе Ag, Au, Co, Cr, Cu, Ni, Pd, Pt, Rh, Ru с каталитическими свойствами; 7 – высокоэнтропийные металлические стекла типа $Fe_{26,7}Co_{26,7}Ni_{26,7}Si_9B_{11}$; 8 – высокоэнтропийные бориды, карбиды, нитриды, оксиды, силициды; 9 – ВЭС пленки и покрытия).

Из-за большого объема информации в настоящей работе ограничились анализом экспериментальных работ по упрочнению и модифицированию свойств ВЭС CoCrFeNiMn и использованию для этих целей Calphad за последние три года. Второй путь – анализ работ по предсказанию состава ВЭС с заданным комплексом высоких функциональных свойств, при использовании компьютерного пакета программ Calphad, разработанного для расчета диаграмм состояния [17 – 20]. Такие расчеты часто сочетаются на последней стадии с экспериментальной проверкой созданных материалов (так называемая интегрированная расчетная инженерия (integrated computational materials engineering – ICME)). Считается, что такой путь может привести к дальнейшему прогрессу в создании ВЭС с требуемыми промышленностью свойствами [16]. Необходимость такого анализа обусловлена еще и тем, что наиболее подробный разбор свойств ВЭС, перспектив их применения выполнен три – четыре года назад [21 – 23], однако при современных темпах публикационной активности это достаточно большой период.

В последние два – три года продолжается экспоненциальный рост количества публикаций,

посвященных ВЭС CoCrFeNiMn, в связи с чем возникает необходимость выявления и анализа наиболее перспективных направлений предсказания путей повышения механических и эксплуатационных свойств этого ВЭС, что и являлось целью настоящей работы.

Результаты работы и их обсуждение

Для сплава Кантора CoCrFeNiMn можно выделить основные подходы к решению фундаментальной проблемы физики твердого тела – повышения механических свойств. Это анализ термической обработки, пластической деформации и внешних воздействий; квантомеханические расчеты кристаллической и электронной структуры; компьютерное моделирование; использование расчета фазовых диаграмм (Calphad) и др. [16].

Повышение механических свойств ВЭС Кантора легированием, выделениями и термической обработкой

Первый подход, на взгляд авторов, состоит в поиске закономерностей среди большого количества свежих экспериментальных данных и в формировании критериев улучшения прочностных и пластических свойств ВЭС. Так, варьированием температурных режимов отжига (720 ч при 800 °С) можно достичь в сплаве Кантора выделений ОЦК фазы, обогащенной хромом с содержанием марганца 10 – 15 % (ат.), и σ -фазы с содержанием марганца 25 – 30 % (ат.) соответственно. Сравнениями с вычисленной фазовой диаграммой на основе термодинамической базы данных было подтверждено предсказание стабильности ГЦК фазы и невозможность такого предсказания для стабильности σ - и ОЦК фаз [1, 2, 16]. По данным измерений микротвердости выделения σ -фазы значительно упрочняют ВЭС CoCrFeMnNi_{2-x} ($x = 1,25; 1,5$). Полученные результаты являются основой для разработки состава и параметров термической обработки сплава Кантора.

В последние годы также делаются попытки улучшения механических свойств ВЭС Кантора путем легирования различными элементами. В работе японских исследователей [24] проанализирована роль титана и кремния в фазовом равновесии и изменении механических свойств эвдиатомного сплава Кантора. Показано, что титан стабилизирует σ -фазу, A12 и C14 фазы Ловеса, тогда как кремний стабилизирует A13 фазу. Фазовые соотношения были представлены проекциями на изотермическом поперечном сечении (CoFeMnNi)C_{2-x} при температуре 1000 °С сплава Кантора. Механические испытания показали рост пределов прочности и текучести при легировании титаном и кремнием, причем эффект

влияния добавок титана более значителен. Это может быть связано с различным деформационным упрочнением сплава Кантора с добавками.

Из классического металловедения хорошо известна роль бора в повышении прочности стали и износостойкости наплавочных покрытий за счет образования высокотвердых соединений. Количество работ по влиянию бора на структурно-фазовое состояние и механические свойства пятикомпонентных ВЭС крайне ограничено. В работе [25] на образцах CoCrFeNiCuB_x ($x = 0 - 5$ % (ат.)), полученных двухстадийным спеканием и вакуумно-дуговой плавкой (методами современного физического материаловедения), этот пробел восполнен. Показано, что ВЭС на базе ГЦК матрицы содержат дендритную фазу с высоким содержанием FeCrCoNi и междендритную фазу с высоким содержанием меди. Рост твердости при увеличении содержания бора составил 337 HV. При содержании бора 3 % (ат.) при испытаниях на изгиб была достигнута максимальная прочность 1900 МПа при хороших параметрах пластичности.

Одной из привлекательных стратегий создания многокомпонентных литых ВЭС является предложенная в работе [26] идея фазового разделения (и/или выделения), индуцированного снижением конфигурационной энтропии с понижением температуры при охлаждении и литье. Отмечено, что наличие меди в сплавах, подобных сплаву Кантора, расширяет фазовое разделение (и выделение фаз), поскольку медь обладает высокой положительной энтальпией смешения с рядом переходных металлов. Было предположено, что снижение энтальпии смешения через сепарацию обогащенной иедью фазы от обогащенных Co-Cr или Fe-Cr фаз индуцирует двух- или трехфазную структуры. Ранее авторами работы [26] было отмечено, что иерархически структурированный CrFeNiMn_{0,5}Cu_{0,5} ВЭС обеспечивал великолепное сочетание прочности и пластичности (1,02 ГПа/28 %), что позволяет с оптимизмом предполагать его промышленное использование. Вместе с тем еще не до конца ясны механизмы деформации этого литого сплава с микро- и нановыделениями.

Дисперсионное упрочнение и квазилинейное деформационное упрочнение литого CoCrCu_{1,5}MnNi ВЭС обеспечивают превосходное сочетание предела текучести и пластичности как при комнатной температуре (431,5 МПа/55 %), так и при криогенных условиях (600 МПа/67 %) [26]. Этот сплав имеет двойную ГЦК фазовую структуру с дендритными областями, обогащенными выделениями Co-Cr, и междендритными областями, богатыми выделениями Cu-Mn. Это выделения субмикронного и наноразмерного масштабов (соответственно) появляются благодаря сниже-

нию растворимости элементов в двух фазах. Природа квазилинейного деформационного упрочнения связана с деформационно индуцированным накоплением дефектов дислокационного характера, дефектов упаковки и двойников.

Новая парадигма разработки ВЭС Кантора низкой стоимости предложена в работе [27]. Рассмотрена стратегия проектирования сверхпрочных и пластичных многокомпонентных ГЦК сплавов путем введения так называемого «локального химического порядка», управляемого междуузлиями и создаваемого посредством простой термомеханической обработки. В опытном многокомпонентном сплаве CoCrFeMnNi , обработанном методом частичного рекристаллизационного отжига, преобладает высокая плотность тонких реек, содержащих домены ближнего и среднего порядка. Эти рейки развиваются из плоских дислокационных полос скольжения, обусловленных внутренним ближним порядком сплава при предшествующей холодной деформации. В многокомпонентном метастабильном сплаве $\text{Fe}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ с пониженным содержанием дорогих никеля и кобальта (по отношению к сплаву Кантора) локальный химический порядок состоял в формировании гетероструктур с нерекристаллизованными зернами с тонкими рейками и незначительным количеством рекристаллизованных зерен субмикронного размера с нанонитридами. За счет упрочняющего действия реек локальный химический порядок обеспечивает сверхвысокий (1,34 ГПа) предел текучести, а деформационное двойникование способствует относительному удлинению 13,9 %. Универсальность стратегии дизайна подтверждена на многокомпонентной аустенитной стали. На примере ВЭС CoCrNiMnAl показано, что одним из способов достижения хорошей комбинации свойств прочность – пластичность является изменение химического состава. В ВЭС, не содержащем железа, это во многом определяется отсутствием хрупкой σ -фазы [28, 29]. Подводя краткий итог рассмотрения публикаций по упрочнению пятикомпонентных ВЭС, можно констатировать, что количество статей по всем семействам ВЭС, упрочненных ванадием, цирконием, ниобием, ограничено. Из работ по классическому металлостроению, посвященных изучению влияния микролегирования на свойства сталей, известна положительная роль ванадия, циркония и ниобия в упрочнении, например, перлитных сталей. Это позволяет предположить необходимость выяснения их роли в упрочнении ВЭС, что должно стать одним из приоритетных дальнейших направлений исследований. И здесь можно ожидать прорывных достижений.

Использование программы Calphad

По своему химическому составу эквивалентный сплав Кантора достаточно дорог для практиче-

ского применения. В работе [30] с использованием программы Calphad (Calculation Phase Diagram) был проведен анализ сплавов состава $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{43}\text{Mn}_{18}\text{Ni}_{17}$, стоимость которых на 40 % ниже. Несмотря на то, что при комнатной температуре сплавы обладали пониженной прочностью по сравнению с эквивалентным ВЭС, при 873 К прочность значительно выше. Это во многом объясняется деформационным двойникованием из-за низкой энергии дефектов упаковки при комнатной температуре. При расчете использовали модель Лабуша для расчета эффекта «размягчения» при твердорастворном упрочнении сплава Кантора. Такие расчеты позволяют создать алгоритм разработки дизайна сплава с набором определенных механических свойств.

Выглядит обоснованной попытка автоматизированной оценки кинетической базы данных для ГЦК ВЭС. Разработка точных кинетических баз данных путем параметризации состава и температурных зависимостей подвижностей атомов необходима для корректировки многокомпонентных расчетов и моделирования Calphad [31]. На примере ВЭС CoCrFeNiMn предлагается автоматизированная процедура оценки, включающая хранение исходных данных и результатов оценки, автоматическое их взвешивание, выбор параметров и повторные оценки. Предлагаемое программное обеспечение, написанное на языке Python, использует только данные о диффузии индикатора для четкого разделения термодинамических и кинетических данных. Созданная база данных действительно для всего диапазона составов пятикомпонентных ВЭС.

На основании экспериментальных данных авторам работы [32] удалось получить полиномиальное уравнение, связывающее значения прочности (твердости) для ВЭС с ГЦК решеткой системы сплава Кантора, содержащей четыре – пять элементов. Важным выводом исследования является утверждение, что с ростом содержания железа прочность пятикомпонентного сплава Кантора снижается. Это обусловлено снижением модуля сдвига при снижении концентрации железа. Важным представляется роль энтальпии смешения и электронной концентрации. Показано, что прочность сплавов Кантора растет при снижении энтальпии смешения и увеличении концентрации валентных электронов. Последнее представляется особенно важным с точки зрения управления механическими свойствами, поскольку позволяет целенаправленно повышать или понижать их значения.

Комплекс программ термодинамических расчетов Calphad может быть весьма полезным для разработки новых ВЭС CoCrFeNiMn с повышенной прочностью. Компьютерное термодинамиче-

ское прогнозирование фазовых равновесий является при этом основой, поскольку механические свойства во многом определяются фазовым составом сплавов. Сама по себе эта задача представляется достаточно сложной ввиду неполноты описания, в частности, тройных систем. В работе [33] сделана удачная попытка разработки самосогласованного термодинамического описания пятикомпонентной системы сплава Кантора путем завершения описания для всех составляющих тройных подсистем и новых термодинамических оценок для сплавов CoCrNi и CoCrMn.

Надежность разработанного термодинамического описания пятикомпонентного сплава Кантора подтверждается сравнением рассчитанных вертикальных сечений пятикомпонентной фазовой диаграммы с имеющимися экспериментальными данными. Это дает основание для термодинамического описания систем более высокого порядка с различными дополнительными элементами.

Для улучшения прочностных характеристик сплава Кантора делались и делаются попытки введения различных легирующих элементов [34 – 36]. Разрабатывая дизайн нового сплава Кантора, необходимо иметь ввиду возможность образования интерметаллидных σ - и B2 фаз [37, 38]. Влияние легирующих элементов на фазовую стабильность очень сложно (их индивидуальный вклад для многокомпонентного сплава, каким является сплав Кантора, невелик), что не позволяет надежно предсказать ее.

Выход видится в учете одновременного влияния различных легирующих элементов. А это может быть реализовано в рамках Calphad (Calculation of Phase Diagram). Коммерческие базы данных (TCHEA и PanHEA) не дают возможности воспроизвести экспериментальные вертикальные сечения ВЭС из пяти элементов и, соответственно, адекватно предсказать фазовое равновесие между ГЦК, ОЦК и σ -фазами. Для этого необходимо термодинамическое описание всех двойных и тройных систем. К сожалению, для большинства многокомпонентных ВЭС это не разработано. Согласно литературным данным легирование ВЭС осуществляется в широком диапазоне концентраций, что выдвигает в число важных проблем термодинамическое описание всех тройных систем, оказывающих существенное влияние на предсказание фазового равновесия.

Наиболее подробный анализ фазообразования в пятикомпонентных ВЭС, состоящих из кобальта, хрома, железа, никеля, марганца, алюминия, меди, был проведен в работе [38]. Было рассмотрено 2436 композиций, из которых Calphad выбрал 1761 вариант для надежного прогнозирования образования ОЦК/B2 и ГЦК фаз, исключая аморфную фазу и интерметаллиды.

Было показано, что термодинамические расчеты и данные эксперимента практически совпадают. По мере увеличения разницы атомных размеров элементов образуется больше сплавов ОЦК/B2 по сравнению с ВЭС с ГЦК структурой. Было обнаружено, что концентрация валентных электронов является наиболее важным параметром для предсказания фаз ОЦК/B2, ГЦК, ОЦК/B2 + ГЦК. Эти результаты очень важны для дизайна ВЭС с определенной структурой и, соответственно, свойствами.

Новый подход к созданию эвтектических ВЭС из пяти элементов предложен в работе [39]. В основе этого подхода – возможность использования композиционных фазовых диаграмм и энтропии смешения двух и трехкомпонентных эвтектических сплавов при разработке новых ВЭС. Направление поиска таких ВЭС вполне оправдано, поскольку пятикомпонентные эвтектические ВЭС демонстрируют удачную комбинацию высоких прочностных и пластических свойств [40 – 42] благодаря пластинчатым композитным микроструктурам.

Надежных фазовых диаграмм для сплавов из пяти элементов явно недостаточно, поэтому предлагаемый в работе [39] подход выглядит обнадеживающим.

Заключение

В настоящем кратком обзоре проведен анализ работ последних трех лет по легированию, упрочнению выделениями, термической обработкой и использованию фазовых диаграмм Calphad.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy alloys. Springer. Advanced structured materials. 2021. 110 p.
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A. Structure and properties of high-entropy alloys. Moscow: Science, 2021. 203 p.
3. Yeh J.W. Recent progress in high-entropy alloys // *Annales de Chimie – Science des Matériaux*. 2006. Vol. 31(6). P. 633–648. <http://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
4. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
5. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multi-component alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2004. Vol. 375-377. P. 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>

6. George E.P., Curtin W.A., Tasan C.C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 188. P. 435–474. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
7. Li Z., Zhao S., Ritchie R.O., Meyers M.A. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys // *Progress in Materials Science*. 2019. Vol. 102. P. 296–345. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.12.003>
8. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 375-377. P. 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
9. Otto F., Dlouhy A., Somsen C., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61(15). P. 5743–5755. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
10. Schuh B., Mendez-Martin F., Volker B., George E.P., Clemens H., Pippan R., Hohenwarter A. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 96. P. 258–268. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.025>
11. Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 4. С. 249–258. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
12. Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических свойств высокоэнтропийного сплава Cantor // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 8. С. 599–605. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
13. Ikeda Y., Tanaka I., Neugebauer J., Kormann F. Impact of interstitial C on phase stability and stacking-fault energy of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy // *Physical Review Materials*. 2019. Vol. 3. Article 113603. <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.3.113603>
14. Listyawan T.A., Lee H., Park N., Lee U. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy with ultrasonic nanocrystal surface modification process // *Journal of Materials Science and Technology*. 2020. Vol. 57. P. 123–130. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.083>
15. Guo L., Wu W., Ni S., Yuan Z., Cao Y., Wang Z., Song M. Strengthening the FeCoCrNiMo_{0,15} HEA by gradient structure // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 841. Article 155688. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155688>
16. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. № 8. С. 807–841. <https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
17. Raturi A., Aditya C.J., Gurao N.P., Biswak K. ICME approach to explore equiatomic and non-equiatomic single phase BCC refractory high entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 806. P. 587–595. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.387>
18. Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 783. P. 729–742. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.325>
19. Menou E., Tancret F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rivera Diaz-Del-Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): Obtainment of an extremely high specific solid solution hardening // *Scripta Materialia*. 2018. Vol. 156. P. 120–123. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.024>
20. Tapia A.J.S.E., Yim D., Kim H.S., Lee B.-J. An approach for screening single phase high-entropy alloys using an in-house thermodynamic database // *Intermetallics*. 2018. Vol. 101. P. 56–63. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.07.009>
21. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review // *Journal of Materials Research and Technology*. 2016. Vol. 5(4). P. 384–393. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
22. High-Entropy Alloys. Second edition / B.S. Murty, J.W. Yeh, Ranganathan S., P.P. Bhattacharjee. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
23. Zhang Y. High-Entropy Materials. A brief introduction. Singapore: Springer Nature, 2019. 159 p. <https://doi.org/10.1007/978-981-13-8526-1>
24. Yamanaka S., Ikeda K., Miura S. The effect of titanium and silicon addition on phase equilibrium and mechanical properties of CoCrFeMnNi-based high entropy alloy // *Jour-*

- nal of Materials Research. 2021. Vol. 36. P. 2056–2070. <https://doi.org/10.1557/s43578-021-00251-0>
25. Algan Şimşek İ.B., Arik M.N., Talaş Ş., Kurt A. The Effect of B Addition on the Microstructural and Mechanical Properties of FeNiCoCrCu High Entropy Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2021. Vol. 52. P. 1749–1758. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06186-9>
 26. Shim S.H., Pouraliakbar H., Lee B.J., Kim Y.K., Rizi M.S., Hong S.I. Strengthening and deformation behavior of as-cast CoCrCu1.5MnNi high entropy alloy with micro-/nanoscale precipitation // Materials science and Engineering A. 2022. Vol. 853. Article 143729. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143729>
 27. He Z., Guo Y., Sun L., Yan H.-L., Guan X., Jiang S., Shen Y., Yin W., Zhao X., Li Z., Jia N. Interstitial-driven local chemical order enables ultrastrong face-centered cubic multicomponent alloys // Acta Materialia. 2023. Vol. 243. Article 118495. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118495>
 28. Knieps M.S., Messe O.M.D.M., Barriobero-Vila P., Hecht U. Advanced characterization of two novel Fe-rich high entropy alloys developed for laser powder bed fusion in the Al-Co-Cr-Fe-Ni-Zr system // Materialia. 2022. Vol. 26. Article 101615. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101615>
 29. Abbasi E., Dehghani K. Phase prediction and microstructure of centrifugally cast non-equiatomic Co–Cr–Fe–Mn–Ni(Nb,C) high entropy alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 783. P. 292–299. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.329>
 30. Conway P.L.J., Klaver T.P.C., Steggo J., Ghassemali E. High entropy alloys towards industrial applications: High-throughput screening and experimental investigation // Materials Science and Engineering: A. 2022. Vol. 830. Article 142297. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142297>
 31. Abrahams K., Zomorodpoosh S., Khorasgani A., Roslyakova I., Steinbach I., Kundin J. Automated assessment of a kinetic database for fcc Co–Cr–Fe–Mn–Ni high entropy alloys // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2021. Vol. 29. No. 5. Article 055007. <https://doi.org/10.1088/1361-651X/abf62b>
 32. Shafiei A. Simple approach to model the strength of solid-solution high entropy alloys in Co–Cr–Fe–Mn–Ni system // Strength of materials. 2022. Vol. 54. P. 705–716. <https://doi.org/10.1007/s11223-022-00448-6>
 33. Do H.-S., Choi W., Byeong-Joo L. A thermodynamic description for the Co–Cr–Fe–Mn–Ni system // Journal of Materials Science. 2022. Vol. 57. P. 1373–1389. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06604-8>
 34. Gao N., Lu D.H., Zhao Y.Y., Liu X.W., Liu G.H., Wu Y., Liu G., Fan Z.T., Lu Z.P., George E.P. Strengthening of a CrMnFeCoNi high-entropy alloy by carbide precipitation // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 792. P. 1028–1035. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.04.121>
 35. Jo Y.H., Jung S., Choi W.-M., Sohn S.S., Kim H.S., Lee B.-J., Kim N.J., Lee S. Cryogenic strength improvement by utilizing room-temperature deformation twinning in a partially recrystallized VCrMnFeCoNi high-entropy alloy // Nature Communications. 2017. Vol. 8. Article 15719. <https://doi.org/10.1038/ncomms15719>
 36. Lu Y., Dong Y., Guo S., Jiang L., Kang H., Wang T., Wen B., Wang Z., Jie J., Cao Z., Ruan H., Li T. A Promising New Class of High-Temperature Alloys: Eutectic High-Entropy Alloys // Scientific Reports. 2014. Vol. 4. Article 6200. <https://doi.org/10.1038/srep06200>
 37. Otto F., Dlouhý A., Pradeep K.G., Kuběnová M., Raabe D., Eggeler G., George E.P. Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures // Acta Materialia. 2016. Vol. 112. P. 40–52. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.005>
 38. Stepanov N.D., Shaysultanov D.G., Ozerov M.S., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Second phase formation in the CoCrFeNiMn high entropy alloy after recrystallization annealing // Materials Letters. 2016. Vol. 185. P. 1–4. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.08.088>
 39. Shafiei A. Design of Eutectic high entropy alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2022. Vol. 53. P. 4329–4361. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06831-x>
 40. Wani I.S., Bhattacharjee T., Sheikh S., Bhattacharjee P.P., Guo S., Tsuji N. Tailoring nanostructures and mechanical properties of AlCoCrFeNi2.1 eutectic high entropy alloy using thermo-mechanical processing // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 675. P. 99–109. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.048>
 41. Zhang P.C., Zhai B., Wang H.P. Effect of microstructure, strain rate, and elevated temperature on the compression property of Fe–Co–Ni–Cr–Zr Alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. 2023. Vol. 54. P. 346–357. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06887-9>

42. Wu M., Wang S., Huang H., Shu D., Sun B. CALPHAD aided eutectic high-entropy alloy design // *Materials Letters*. 2020. Vol. 262. Article 127175. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.127175>

REFERENCES

- Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. *Structure and properties of high-entropy alloys*. Springer. Advanced structured materials. 2021, 110 p.
- Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A. *Structure and properties of high-entropy alloys*. Moscow: Science, 2021. 203 p.
- Yeh J.W. Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie – Science des Matériaux*. 2006, vol. 31(6), pp. 633–648. <http://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
- Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014, vol. 61, pp. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
- George E.P., Curtin W.A., Tazan C.C. High entropy alloys: a focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*. 2020, vol. 188, pp. 435–474. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
- Li Z., Zhao S., Ritchie R.O., Meyers M.A. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys. *Progress in Materials Science*. 2019, vol. 102, pp. 296–345. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.12.003>
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
- Otto F., Dlouhy A., Somsen C., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61 (15), pp. 5743–5755. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
- Schuh B., Mendez-Martin F., Volker B., George E.P., Clemens H., Pippin R., Hohenwarter A. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation. *Acta Materialia*. 2015, vol. 96, pp. 258–268. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.025>
- Osintsev K.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. High-entropy alloys: structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*. 2021, vol. 64, no.4, pp. 249–258. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
- Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Konovalov S.V., Osintsev K.A., Vorobyov S.V. Formation of improved mechanical properties of the high-entropy Cantor alloy. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp 599–605. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
- Ikeda Y., Tanaka I., Neugebauer J., Kormann F. Impact of interstitial C on phase stability and stacking-fault energy of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Physical Review Materials*. 2019, vol. 3, article 113603. <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.3.113603>
- Listyawan T.A., Lee H., Park N., Lee U. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy with ultrasonic nanocrystal surface modification process. *Journal of Materials Science and Technology*. 2020, vol. 57, pp. 123–130. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.083>
- Guo L., Wu W., Ni S., Yuan Z., Cao Y., Wang Z., Song M. Strengthening the FeCoCrNiMo_{0,15} HEA by gradient structure. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 841, article 155688. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155688>
- Rogachev A.S. Structure, stability and properties of high entropy alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2020, vol. 121, no. 8, pp. 807–841. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
- Raturi A., Aditya C.J., Gurao N.P., Biswak K. ICME approach to explore equiatomic and non-equiatomic single phase BCC refractory high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, vol. 806, pp. 587–595. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.387>
- Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, vol. 783, pp. 729–742. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.325>
- Menou E., Tancret F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rive-

- ra Díaz-Del- Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): obtainment of an extremely high specific solid solution hardening. *Scripta Materialia*. 2018, vol. 156, pp. 120–123. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.024>
20. Tapia A.J.S.E, Yim D., Kim H.S., Lee B.-J. An approach for screening single phase high-entropy alloys using an in-house thermodynamic database. *Intermetallics*. 2018, vol. 101, pp. 56–63. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.07.009>
 21. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2016, vol. 5(4), pp. 384–393. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
 22. High-entropy alloys. Second edition / B.S. Murty, J.W. Yeh, Ranganathan S., P.P. Bhattacharjee. Amsterdam: Elsevier, 2019, 374 p.
 23. Zhang Y. *High-entropy materials. A brief introduction*. Singapore: Springer Nature, 2019, 159 pp. <https://doi.org/10.1007/978-981-13-8526-1>
 24. Yamanaka S., Ikeda Ki., Miura S. The effect of titanium and silicon addition on phase equilibrium and mechanical properties of CoCrFeMnNi-based high entropy alloy. *Journal of Materials Research*. 2021, vol. 36, pp. 2056–2070. <https://doi.org/10.1557/s43578-021-00251-0>
 25. Algan Şimşek İ.B., Arık M.N., Talaş Ş., Kurt A. The effect of B addition on the microstructural and mechanical properties of FeNiCoCrCu high entropy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2021, vol. 52, pp. 1749–1758. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06186-9>
 26. Shim S.H., Pouraliakbar H., Lee B.J., Kim Y.K., Rizi M.S., Hong S.I. Strengthening and deformation behavior of as-cast CoCrCu1.5MnNi high entropy alloy with micro-/nanoscale precipitation. *Materials science and Engineering A*. 2022, vol. 853, article 143729. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143729>
 27. He Z., Guo Y., Sun L., Yan H.-L., Guan X., Jiang S., Shen Y., Yin W., Zhao X., Li Z., Jia N. Interstitial-driven local chemical order enables ultrastrong face-centered cubic multicomponent alloys. *Acta Materialia*. 2023, vol. 243, article 118495. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118495>
 28. Knieps M.S., Messe O.M.D.M., Barriobero-Vila P., Hecht U. Advanced characterization of two novel Fe-rich high entropy alloys developed for laser powder bed fusion in the Al-Co-Cr-Fe-Ni-Zr system. *Materialia*. 2022, vol. 26, article 101615. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101615>
 29. Abbasi E., Dehghani K. Phase prediction and microstructure of centrifugally cast non-equiatomic Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Nb,C) high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, vol. 783, pp. 292–299. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.329>
 30. Conway P.L.J., Klaver T.P.C., Steggo J., Ghassemali E. High entropy alloys towards industrial applications: high-throughput screening and experimental investigation. *Materials Science and Engineering: A*. 2022, vol. 830, article 142297. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142297>
 31. Abrahams K., Zomorodpoosh S., Khorasgani A., Roslyakova I., Steinbach I., Kundin J. Automated assessment of a kinetic database for FCC Co-Cr-Fe-Mn-Ni high entropy alloys. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2021, vol. 29, no. 5, article 055007. <https://doi.org/10.1088/1361-651X/abf62b>
 32. Shafiei A. Simple approach to model the strength of solid-solution high entropy alloys in Co-Cr-Fe-Mn-Ni system. *Strength of materials*. 2022, vol. 54, pp. 705–716. <https://doi.org/10.1007/s11223-022-00448-6>
 33. Do H.-S., Choi W., Byeong-Joo L. A thermodynamic description for the Co-Cr-Fe-Mn-Ni system. *Journal of Materials Science*. 2022, vol. 57, pp. 1373–1389. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06604-8>
 34. Gao N., Lu D.H., Zhao Y.Y., Liu X.W., Liu G.H., Wu Y., Liu G., Fan Z.T., Lu Z.P., George E.P. Strengthening of a CrMnFeCoNi high-entropy alloy by carbide precipitation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, vol. 792, pp. 1028–1035. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.04.121>
 35. Jo Y.H., Jung S., Choi W.-M., Sohn S.S., Kim H.S., Lee B.-J., Kim N.J., Lee S. Cryogenic strength improvement by utilizing room-temperature deformation twinning in a partially recrystallized VCrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Nature Communications*. 2017, vol. 8, article 15719. <https://doi.org/10.1038/ncomms15719>
 36. Lu Y., Dong Y., Guo S., Jiang L., Kang H., Wang T., Wen B., Wang Z., Jie J., Cao Z., Ru-an H., Li T. A promising new class of high-temperature alloys: eutectic high-entropy alloys. *Scientific Reports*. 2014, vol. 4, article 6200. <https://doi.org/10.1038/srep06200>
 37. Otto F., Dlouhý A., Pradeep K.G., Kuběnová M., Raabe D., Eggeler G., George E.P. Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures. *Acta Materialia*.

- 2016, vol. 112, pp. 40–52. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.005>
38. Stepanov N.D., Shaysultanov D.G., Ozerov M.S., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Second phase formation in the CoCrFeNiMn high entropy alloy after recrystallization annealing. *Materials Letters*. 2016, vol. 185, pp. 1–4. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.08.088>
39. Shafiei A. Design of eutectic high entropy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2022, vol. 53, pp. 4329–4361. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06831-x>
40. Wani I.S., Bhattacharjee T., Sheikh S., Bhattacharjee P.P., Guo S., Tsuji N. Tailoring nanostructures and mechanical properties of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy using thermo-mechanical processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 675, pp. 99–109. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.048>
41. Zhang P.C., Zhai B., Wang H.P. Effect of microstructure, strain rate, and elevated temperature on the compression property of Fe–Co–Ni–Cr–Zr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2023, vol. 54, pp. 346–357. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06887-9>
42. Wu M., Wang S., Huang H., Shu D., Sun B. CALPHAD aided eutectic high-entropy alloy design. *Materials Letters*. 2020, vol. 262, article 127175. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.127175>

Сведения об авторах:

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: konovserg@gmail.com

Сиджан Чен, PhD, профессор, профессор университета Вэньчжоу, г. Вэньчжоу, Китай
ORCID: 0000-0003-1649-1820
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn

Михаил Олегович Ефимов, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-4890-3730
E-mail: moefimov@mail.ru

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-1631-9644
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

Виталий Владиславович Шляров, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-8130-648X
E-mail: shlyarov@mail.ru

Information about the authors

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Sergey V. Konvalov, Dr. Sci. (Tech.), Professor, Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University
E-mail: konovserg@gmail.com
ORCID: 0000-0003-4809-8660

Xizhang Chen, PhD, Professor of Wenzhou University, Wenzhou, China
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820

Mikhail O. Efimov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: moefimov@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4890-3730

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-1631-9644

Vitaly V. Shlyarov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Researcher of Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
E-mail: shlyarov@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8130-648X

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 05.05.2023
 После доработки 19.05.2023
 Принята к публикации 22.05.2023

Received 05.05.2023
 Revised 19.05.2023
 Accepted 22.05.2023

Оригинальная статья

УДК 669.1

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-13-19

**ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ
АДДИТИВНОГО СПЛАВА Al – Mg**

© 2023 г. Я. Гэн¹, И. А. Панченко², С. В. Коновалов², Ю. Ф. Иванов³, С. Чен¹

¹Школа машиностроения и электротехники, Университет Вэньчжоу (Китай, 325035, Вэньчжоу, Южный кампус, административное здание, 212 А)

²Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

³Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/3)

Аннотация. Алюминиевый сплав серии 5xxx широко используется в автомобильной и судостроительной промышленности из-за его низкой плотности, высокой прочности на растяжение и хорошей коррозионной стойкости. В работе исследованы микроструктура и фазовый состав сплава Al – Mg, полученного методом проволоочно-дугового аддитивного производства с дальнейшей электронно-пучковой обработкой. Целью настоящего исследования являлось изучение влияния электронно-пучковой обработки на структуру Al – Mg сплава. Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования структуры Al – Mg сплава, полученного методом проволоочно-дугового аддитивного производства. Рассмотрено влияние электронно-пучковой обработки при различных плотностях энергии на образцы из сплава Al – Mg, изготовленные проволоочно-дуговым аддитивным способом. Показано, что независимо от режимов электронно-пучковой обработки фазовый состав в поверхностном слое не изменяется, однако происходит увеличение средней плотности дислокаций. Проведены экспериментальные исследования фазового состава и структуры сплава Al – Mg. Определено и проанализировано влияние разных режимов электронно-пучковой обработки на изменение микроструктуры, фазовый состав и плотность дислокаций аддитивно-изготовленного Al – Mg сплава. Показано, что с увеличением плотности энергии пучка электронов размер зерен увеличивается, а содержание магния на поверхности Al – Mg сплава уменьшается. Показано, что независимо от режимов электронно-пучковой обработки фазовый состав поверхностного слоя не изменяется, однако происходит увеличение средней плотности дислокаций.

Ключевые слова: сплав Al – Mg, проволоочно-дуговое аддитивное производство, электронно-пучковая обработка, микроструктура, фазовый состав

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

Для цитирования: Гэн Я., Панченко И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Чен С. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру аддитивного сплава Al – Mg // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 13–19. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-13-19](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-13-19)

Original article

**EFFECT OF ELECTRON-BEAM PROCESSING ON THE STRUCTURE AND
PROPERTIES OF THE Al – Mg ADDITIVE ALLOY**

© 2023 Ya. Geng¹, I. A. Panchenko², S. V. Konovalov², Yu. F. Ivanov³, X. Chen⁵

¹School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University (China, 325035 Wenzhou, South Campus, 212 A)

²Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

³Institute of High-Current Electronics SB RAS (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

Abstract. 5xxx series aluminum alloy is widely used in automotive and shipbuilding industries because of its low density, high tensile strength and good corrosion resistance. In this work, the microstructure and phase composition of the Al – Mg alloy, obtained by the method of wire-arc additive manufacturing with further electron-beam processing, were studied. The purpose of this study is to study the effect of electron beam processing on the structure of Al – Mg alloy. Scanning and transmission electron microscopy was used to study the structure of an Al – Mg alloy obtained by wire-arc additive manufacturing. The influence of electron-beam processing at different energy densities for Al – Mg alloy samples fabricated by the wire-arc additive method is considered. It is shown that, regardless of the modes of electron-beam processing, the phase composition in the surface layer does not change, but the average dislocation density increases. Experimental studies of the phase composition and structure of the Al – Mg alloy were carried out. The influence of different modes of electron-beam processing on the change in the microstructure, phase composition, and dislocation density of the additively fabricated Al – Mg alloy has been determined and analyzed. It is shown that with an increase in the energy density of the electron beam, the grain size increases, and the magnesium content on the surface of the Al – Mg alloy decreases. It is shown that, regardless of the modes of electron-beam processing, the phase composition of the surface layer does not change, but the average dislocation density increases.

Keywords: Al – Mg alloy, wire-arc additive manufacturing, electron-beam processing, microstructure, phase composition

Funding. The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation grant no. 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

For citation: Geng Ya., Panchenko I.A., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Chen X. Effect of electron beam processing on the structure and properties of the Al – Mg additive alloys. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 13–19. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-13-19](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-13-19)

Введение

Алюминиевые сплавы серии 5xxx обладают высокой прочностью, отличной коррозионной стойкостью, низкой плотностью и хорошей формруемостью [1 – 4]. Благодаря этим преимуществам они являются наиболее подходящими для изготовления элементов конструкций транспортных средств [5, 6]. Проволочно-дуговое аддитивное производство в последнее время находит применение при изготовлении крупных металлических компонентов благодаря низкой стоимости сварочного комплекса и малым материальным затратам на проволоку по сравнению с порошком, используемым при изготовлении изделий методом селективного лазерного сплавления [7, 8]. Кроме того, технология проволочно-дугового аддитивного производства представляет собой экономичное решение для производства крупных компонентов и деталей сложной формы. При использовании технологии переноса холодного металла, в сравнении с другими методами, уменьшается разбрызгивание металла и теплопроводность создаваемой детали, что позволяет облегчить аддитивное производство крупных компонентов сложной формы из алюминиевых спла-

вов. Проволочно-дуговое аддитивное производство на основе холодного переноса металла является экономичным и быстрым методом создания прототипов высококачественных металлических деталей, однако при применении данной технологии существуют проблемы, связанные с особенностями зеренной структуры. Для решения применяется один из современных методов энергетического поверхностного модифицирования – электронно-пучковая обработка (ЭПО), которая позволяет существенно изменять механические свойства и микроструктуру поверхности [9 – 11]. Однако ее влияние на структуру, фазовый состав и механические свойства Al – Mg сплава, полученного проволочно-дуговым аддитивным способом, практически не изучены.

Методы и принципы исследования

Образцы из сплава Al – Mg изготавливали проволочно-дуговым аддитивным способом, основанным на холодном переносе металла. Форма и размер заготовок, получаемых прово-

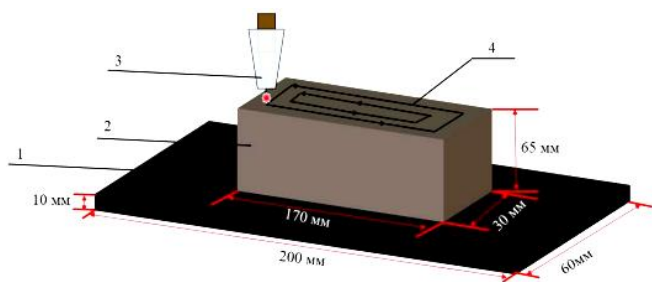


Рис. 1. Схема образца из сплава Al – Mg, изготовленного методом WAAM:

1 – подложка; 2 – образец Al – Mg; 3 – сварочный наконечник; 4 – направление передвижения наплавки

Fig. 1. Scheme of a sample from an Al – Mg alloy made by the WAAM method:

1 – the substrate; 2 – the Al – Mg sample; 3 – the welding tip; 4 – the direction of movement of the surfacing

лочно-дуговым аддитивным способом, а также траектория наплавки показаны на рис. 1.

Получение объемных образцов осуществлено в защитном газе (99,99 % аргона) с помощью комплекса, состоящего из 6-осевого робота FANUC и его контроллера, источника холодного переноса металла Fronius. В таблице представлен химический состав основы (подложки) и сварочной проволоки из Al – Mg сплава.

Электронно-пучковая обработка (ЭПО) поверхности образцов осуществлена на установке «СОЛО» (Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск). Обработку проводили при следующих параметрах: плотность энергии пучка электронов (E_s) 5, 10 и 15 Дж/см²; длительность импульса (τ) 200 мкс; количество импульсов (N) 3; частота (f) следования импульсов 0,3 Гц; энергия электронов 18 кэВ; рабочее давление 0,02 Па; рабочий газ аргон [12, 13].

Исследования структуры и фазового состава поверхности образцов из Al – Mg сплава до и после электронно-пучковой обработки выполнены с использованием рентгеноструктурного анализа, методов сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.

Основные результаты

Проанализировано влияние электронно-пучковой обработки на структуру и свойства аддитивного сплава Al – Mg. Структура поверх

ности образцов сплава Al – Mg, обработанных импульсным электронным пучком при различных режимах, проанализирована методами сканирующей электронной микроскопии.

Установлено, что с увеличением плотности энергии пучка электронов размер зерен увеличивается, а содержание магния на поверхности сплава Al – Mg уменьшается. На рис. 2 показана структура поперечного сечения образца сплава Al – Mg. Облучение электронным пучком поверхности образца сопровождается преобразованием структуры поверхностного слоя.

Как показано на рис. 2, а, микроструктура образца после обработки с $E_s = 5$ Дж/см² состоит из столбчатых зерен и включений черного цвета. Как указано в предыдущих исследованиях, основная фаза включает α - фазу (Al) и β -фазу (Al₃Mg₂). При $E_s < 10$ Дж/см² также нет изменений в необработанном металле, но поверхностный слой отличается от того, который был при 5 Дж/см², что видно на рис. 2, б.

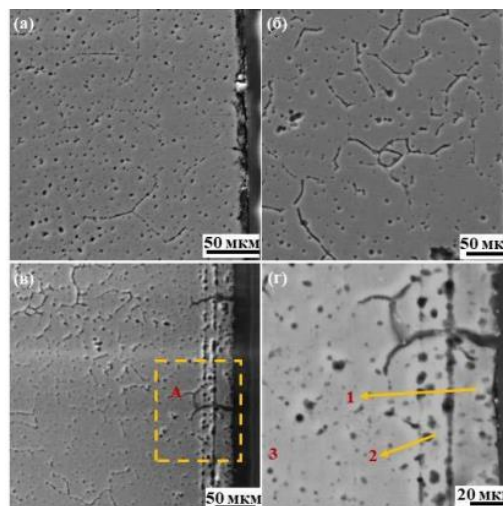


Рис. 2. СЭМ микрофотография поперечного сечения сплава Al – Mg, изготовленного с помощью WAAM, после ЭПО с плотностью энергии 5 Дж/см² (а), 10 Дж/см² (б), 15 Дж/см² (в) и увеличенная часть (А) из поз. (в) (г): 1 и 2 – зоны проплавления и термического влияния; 3 – основной металл

Fig. 2. SEM micrograph of a cross-section of an Al – Mg alloy fabricated using WAAM after EBP with different energy densities: penetration zones (1), heat-affected zones (2) and base metal (3):

$a - E_s = 5 \text{ J/cm}^2$; $b - E_s = 10 \text{ J/cm}^2$

Химический состав сварочной проволоки и подложки

Chemical composition of the welding wire and substrate

Марка сплава	Содержание элемента, % (по массе)						
	Mg	Mn	Fe	Cu	Si	Mg	Al
ER 5356	4,5 – 5,5	0,20 – 0,25	0,4	0,10	0,25	4,5 – 5,5	осн.
6061	0,8 – 1,2	0,15	0,7	0,15 – 0,40	0,40 – 0,80	0,8 – 1,2	осн.

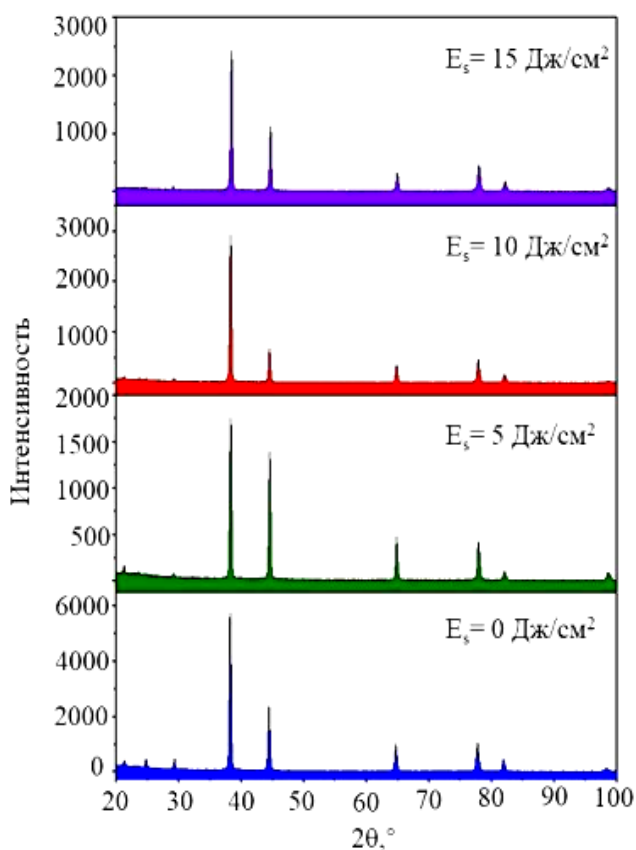


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы аддитивно изготовленного сплава Al – Mg после различных режимов ЭПО
Fig. 3. X-ray diffraction patterns of additively fabricated Al – Mg alloy after various EPO modes

Явление переплавки также трудно обнаружить в этом состоянии. При увеличении плотности энергии пучка электронов до 15 Дж/см^2 в области поверхности появляются две пограничные линии, что показано на рис. 2, в. Они разделяют зоны плавления (модифицированного слоя), зоны термического влияния и необработанный металл, что видно на рис. 2, з [14 – 16].

Рентгеновские дифрактограммы образцов сплава Al – Mg, изготовленного по технологии проволоочно-дугового аддитивного производства, после электронно-пучковой обработки по различными режимами, показаны на рис. 3. Основные характеристики дифракционных картин после различных режимов электронно-пучковой обработки схожи, но наблюдается значительный разброс интенсивности пиков. Анализ рентгеновских дифрактограмм подтвердил, что фазовый состав (α (Al) и β ($\text{Al}_{13}\text{Mg}_2$)) не изменился после различных режимов ЭПО, однако интенсивности пиков рентгеновской дифракции изменяются в зависимости от плотности энергии пучка электронов.

Анализ состояния дефектной субструктуры поверхностного слоя Al – Mg сплава, облученного импульсным электронным пучком, выявил

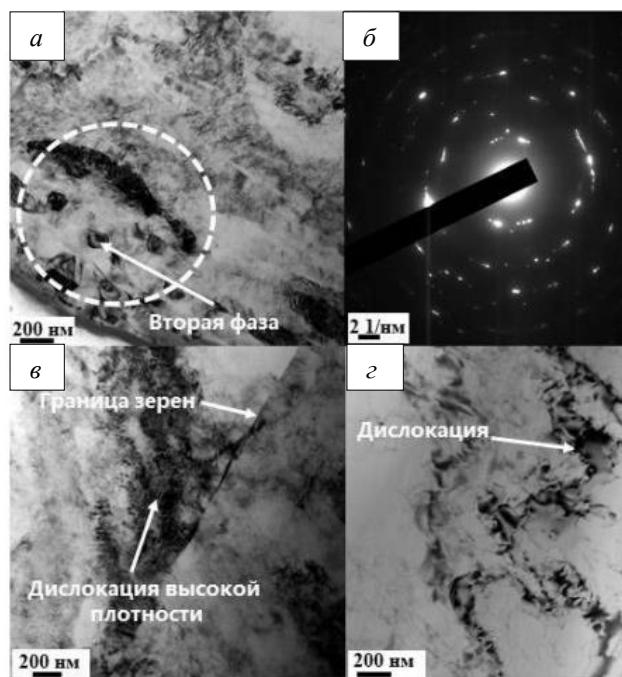


Рис. 4. Структура аддитивно изготовленного сплава Al – Mg после облучения при $E_s = 5 \text{ Дж/см}^2$:
а – светлое поле; б – микроэлектронная дифракционная картина (стрелкой указан рефлекс круговой области на поз. а);
в – дислокации высокой плотности вдоль границ зерен;
з – дислокации в зернах

Fig. 4. Structure of additively fabricated Al – Mg alloy after irradiation at $E_s = 5 \text{ Дж/см}^2$:
а – bright field; б – microelectron diffraction pattern (the arrow indicates the reflex of the circular area at pos. а);
в – high-density dislocations along grain boundaries;
з – dislocations in grains

формирование в поверхностном слое субмикроструктуры, характерное изображение которой приведено на рис. 4. После обработки электронным пучком при плотности энергии 5 Дж/см^2 вблизи модифицированного слоя видны субзерна размером около 120 нм. Изображение дифракции электронов в выбранной области указывает на поликристаллическую природу этого материала, а микроструктура состоит из зерен с высокоугловыми границами.

Толщина модифицированного слоя и средние размеры субзерен увеличиваются по мере увеличения плотности энергии пучка электронов. Размеры субзерен увеличиваются от 120 до 200 нм при увеличении плотности энергии пучка электронов от 5 до 10 Дж/см^2 (рис. 5). Можно предположить, что образование подобной субзеренной структуры в поверхностном слое материала обусловлено термомеханическими напряжениями, формирующимися при высокоскоростной термической обработке в процессе ЭПО.

При увеличении E_s до 15 Дж/см^2 плавление привело к образованию микротрещин вдоль границ, в поверхностном слое было обнаружено

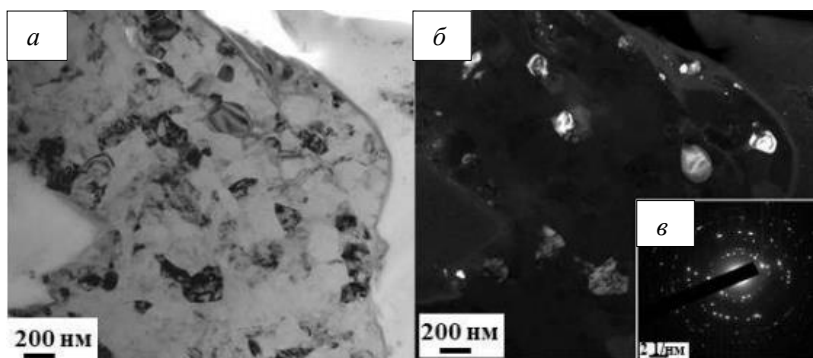


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Al – Mg после облучения при $E_S = 10$ Дж/см²: *a* – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе [200] Al; *в* – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 5. Electron microscopic image of the Al – Mg alloy structure after irradiation at $E_S = 10$ J/cm²: *a* – bright field; *б* – dark field obtained in the [200] Al; *в* – reflection, microelectron diffraction pattern, the arrow indicates the reflection in which the dark field was obtained

больше интерметаллических включений. В зернах образуются дислокационные клубки из-за волн напряжения, вызванных явлением плавления во время высокотемпературной обработки.

Индексирование микроэлектроннограммы показало наличие включений, распределенных на фазе алюминия, с размерами 10 – 13 нм. Элементный состав $Mn_{4,6}Fe_{0,4}Si_3$ данных частиц позволяет предположить, что они образовались в результате высокоскоростного растворения включений субмикронных размеров, находившихся в материале в исходном состоянии.

Выводы

В исследовании была решена важная научно-практическая задача, направленная на разработку и исследование Al – Mg сплава, полученного проволоочно-дуговым аддитивным способом, и установление влияния режимов электронно-пучковой обработки на его структуру. Установлено, что электронно-пучковая обработка Al – Mg сплава в зависимости от плотности пучка электронов приводит к модифицированию состояния поверхности. Так, воздействие электронного пучка с плотностью энергии 15 Дж/см² приводит к формированию расплавленного слоя толщиной 30 – 35 мкм и зоны термического влияния толщиной 15 мкм. Показано, что электронно-пучковая обработка изменяет зеренную структуру материала. При плотности энергии электронного пучка 5 Дж/см² размер распределенных внутри зерен субзерен составляет около 120 нм. При увеличении E_S до 10 Дж/см² размер субзерен увеличивается до 200 нм, а при $E_S = 15$ Дж/см² размер субзерен увеличивается до 350 – 500 нм. В последнем режиме наблюдаются включения размером 10 – 13 нм, распределенные на фазе алюминия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Santos M.C., Machado A.R., Sales W.F., Barrozo M.A.S., Ezugwu E.O. Machining of aluminum alloys: a review // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. Vol. 86 (9). P. 3067–3080. <http://doi.org/10.1007/s00170-016-8431-9>
2. Mahmoud T.S. Effect of friction stir processing on electrical conductivity and corrosion resistance of AA6063–T6 Al alloy. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C // Journal of Mechanical Engineering Science*. 2008. Vol. 222 (7). P. 1117–1123. <http://doi.org/10.1243/09544062JMES847>
3. Song J.M., Lui T.S., Horng J.H., Chen L.H., Chen T.F. Vibration behavior of a precipitation-hardening aluminum alloy under resonance // *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 51 (12). P. 1153–1157. <http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.08.013>
4. Золоторевский В.С., Белов Н.А. *Металловедение литейных алюминиевых сплавов*. Москва: МИСиС, 2005.
5. Гэн Я., Панченко И.А., Чэнь С., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Модификация импульсным электронным пучком поверхности образцов Al – Mg-сплава, полученного методами аддитивных технологий: структура и свойства // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2021. № 5. С. 42–46. <http://doi.org/10.31857/S1028096021050083>
6. Гэн Я., Панченко И.А., Чэнь С., Иванов Ю.Ф., Розенштейн Е.О., Коновалов С.В. Анализ механических свойств Al – Mg сплава после обработки поверхности электронным пучком. В кн.: *Физика конденсированных состояний: Тезисы II Международной конференции ФКС-2021, посвящен-*

- ной 90-летию со дня рождения академика Ю.А. Осипьяна (1931 – 2008), Черногловка, 31 мая – 04 июня 2021 года. Черногловка: Институт физики твердого тела РАН, 2021. С. 373. <http://doi.org/10.26201/ISSP.2020/FKS-2.218>
7. Derekar K.S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium // *Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34 (8). P. 895–916. <http://doi.org/10.1080/02670836.2018.1455012>
 8. LaMonica M. Additive manufacturing // *Technology Review*. 2013. Vol. 116 (3). P. 58–59. <http://doi.org/10.2514/1.B35455>
 9. Hao Y., Gao B., Tu G.F., Cao H., Hao S.Z., Dong C. Surface modification of Al-12.6Si alloy by high current pulsed electron beam // *Applied Surface Science*. 2012. Vol. 258 (6). P. 2052–2056. <http://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2016-0317>
 10. Fu Y. Hu J., Shen X., Wang Y., Zhao W. Surface hardening of 30CrMnSiA steel using continuous electron beam // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2017. Vol. 410. P. 207–214. <http://doi.org/10.1016/j.nimb.2017.08.014>
 11. Petrov P. Optimization of carbon steel electron-beam hardening // *Journal of Physics: Conference Series*. 2010. Vol. 223 (1). Article 012029. <http://doi.org/10.1088/1742-6596/223/1/012029>
 12. Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействиях / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, К.В. Аксенова. Новосибирск: Изд-во Сибирского отделения РАН, 2016. 240 с.
 13. Коновалов С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Влияние внешних энергетических воздействий на структуру и фазовый состав титана при многоцелевой усталости. Москва: Изд-во СО РАН, 2020. 183 с.
 14. Su C., Chen X., Gao C., Wang Y. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of AlMg alloys fabricated by WAAM // *Applied Surface Science*. 2019. Vol. 486. P. 431–440.
 15. Yang S., Guo Z., Zhao L., Zhao L., Guan Q., Liu Y. Surface microstructures and high-temperature high-pressure corrosion behavior of N18 zirconium alloy induced by high current pulsed electron beam irradiation // *Applied Surface Science*. 2019. Vol. 484. P. 453–460.
 16. Geng Y., Panchenko I., Kononov S., Chen X., Ivanov Y. Effect of electron beam energy densities on the surface morphology and tensile property of additively manufactured Al-Mg alloy // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2021. Vol. 498. P. 15–22. <http://doi.org/10.1016/j.nimb.2021.04.008>

REFERENCES

1. Santos M.C., Machado A.R., Sales W.F., Barrozo M.A.S., Ezugwu E.O. Machining of aluminum alloys: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016, vol. 86 (9), pp. 3067–3080. <http://doi.org/10.1007/s00170-016-8431-9>
2. Mahmoud T.S. Effect of friction stir processing on electrical conductivity and corrosion resistance of AA6063–T6 Al alloy. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2008, vol. 222 (7), pp. 1117–1123. <http://doi.org/10.1243/09544062JMES847>
3. Song J.M., Lui T.S., Horng J.H., Chen L.H., Chen T.F. Vibration behavior of a precipitation-hardening aluminum alloy under resonance. *Scripta Materialia*. 2004, vol. 51 (12), pp. 1153–1157. <http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.08.013>
4. Zolotarevsky V.S., Belov N.A. *Metal science of cast aluminum alloys*. Moscow: MISiS. 2005. (In Russ.).
5. Geng Ya., Panchenko I.A., Chen S., Kononov S.V., Ivanov Yu.F. Modification by a pulsed electron beam of the surface of Al–Mg alloy samples obtained by additive technologies: structure and properties. *Surface. X-ray, synchrotron and neutron studies*. 2021, no. 5, pp. 42–46. (In Russ.). <http://doi.org/10.31857/S1028096021050083>
6. Geng Ya., Panchenko I.A., Chen S., Ivanov Yu.F., Rosenstein E.O., Kononov S.V. Analysis of the mechanical properties of the Al – Mg alloy after surface treatment with an electron beam. In: *Physics of condensed states: Abstracts of the II International Conference FCC-2021, dedicated to the 90th anniversary of the birth of Academician Yu. A. Osipyan (1931 – 2008)*, Chernoglovka, May 31 – 04 July, 2021. Chernoglovka: Institute of Solid State Physics RAS. 2021, pp. 373. (In Russ.). <http://doi.org/10.26201/ISSP.2020/FKS-2.218>
7. Derekar K.S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium. *Materials Science and Technology*. 2018, vol. 34 (8), pp. 895–916. <http://doi.org/10.1080/02670836.2018.1455012>

8. LaMonica M. Additive manufacturing. *Technology Review*. 2013, vol. 116 (3), pp. 58–59. <http://doi.org/10.2514/1.B35455>
9. Hao Y., Gao B., Tu G.F., Cao H., Hao S.Z., Dong C. Surface modification of Al-12.6Si alloy by high current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2012, vol. 258 (6), pp. 2052–2056. <http://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2016-0317>
10. Fu Y., Hu J., Shen X., Wang Y., Zhao W. Surface hardening of 30CrMnSiA steel using continuous electron beam. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2017, vol. 410, pp. 207–214. <http://doi.org/10.1016/j.nimb.2017.08.014>
11. Petrov P. Optimization of carbon steel electron-beam hardening. *Journal of Physics: Conference Series*. 2010, vol. 223 (1), article 012029. <http://doi.org/10.1088/1742-6596/223/1/012029>
12. *Evolution of the structure and properties of light alloys under energy impacts* / V.E. Gromov, S.V. Konovalov, K.V. Aksenova. Novosibirsk: Publishing House of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 2016, 240 p. (In Russ.).
13. Konovalov S.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. *Influence of external energy impacts on the structure and phase composition of titanium under multi-purpose fatigue*. Moscow, 2020, 183 p. (In Russ.).
14. Su C., Chen X., Gao C., Wang Y. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of AlMg alloys fabricated by WAAM. *Applied Surface Science*. 2019, vol. 486, pp. 431–440.
15. Yang S., Guo Z., Zhao L., Zhao L., Guan Q., Liu Y. Surface microstructures and high-temperature high-pressure corrosion behavior of N18 zirconium alloy induced by high current pulsed electron beam irradiation. *Applied Surface Science*. 2019, vol. 484, pp. 453–460.
16. Geng Y., Panchenko I., Konovalov S., Chen X., Ivanov Y. Effect of electron beam energy densities on the surface morphology and tensile property of additively manufactured Al-Mg alloy. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2021, vol. 498, pp. 15–22. <http://doi.org/10.1016/j.nimb.2021.04.008>

Сведения об авторах

Яньфэй Гэн, к.т.н., научный сотрудник, Школа машиностроения и электротехники, Университет Вэньчжоу
E-mail: 960083831@qq.com
ORCID: 0000-0003-4194-289X

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий научной лабораторией, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-1631-9644

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: konovalov@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0003-4809-8660

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН
E-mail: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8022-7958

Сичжан Чен, к.т.н., профессор, Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820

Information about the authors

Ya. Geng, Cand. Sci. (Eng.), Research Fellow, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
E-mail: 960083831@qq.com
ORCID: 0000-0003-4194-289X

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Scientific Laboratory, Siberian State Industrial University
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820

Sergey V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities, Siberian State Industrial University
E-mail: konovalov@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0003-4809-8660

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High Current Electronics SB RAS
E-mail: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8022-7958

Xizhang Chen, PhD., Professor, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.06.2023
 После доработки 15.06.2023
 Принята к публикации 19.06.2023

Received 01.06.2023
 Revised 15.06.2023
 Accepted 19.06.2023

Оригинальная статья

УДК 621.7:669.1:669.2

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-20-27

КРИТЕРИЙ КОРОБЛЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СИММЕТРИЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ

© 2023 г. Д. Е. Капуткин

Московский государственный технический университет гражданской авиации (Россия, 125493, Москва, Кронштадтский бульвар, 20)

Аннотация. В процессе термической обработки изменение температуры всегда происходит неравномерно по объему изделия. При этом возникают термические (в более холодных зонах – растягивающие, а в более нагретых – сжимающие) и фазовые напряжения. Теория термической обработки материалов утверждает, что при симметричном нагреве или охлаждении однородных изделий простой формы термические напряжения оказываются распределенными симметрично, изгибающий момент равен нулю, изменения формы (коробление, поводки) возникать не должны. При определенных условиях коробление возможно при симметричном нагревании или охлаждении однородного симметричного объекта. Во время изменения температуры внутри изделия возникают области с макронапряжениями растяжения и сжатия. Возникающие нормальные напряжения создают две скомпенсированные силы (растяжения и сжатия). Как известно из теории сопротивления материалов, если сжимающая сила превышает критическую, то даже при симметричном распределении напряжений происходит потеря устойчивости сжатия (коробление объекта). Следовательно, получаем безразмерный критерий, при превышении критического значения которого (для пластины – 2,6, для стержня – 2,2) появляется опасность неконтролируемого изменения формы (коробления) даже при абсолютно симметричном нагреве или охлаждении в ходе термической обработки. Эксперимент подтвердил проведенные теоретические оценки. Опасность такого коробления следует учитывать при назначении режимов термической обработки симметричных изделий (листов, полос, дисков, стержней).

Ключевые слова: коробление, поводки, термическая обработка, термические напряжения, распределение напряжений, нагрев, охлаждение, критерий коробления

Для цитирования: Капуткин Д.Е. Критерий коробления при термической обработке симметричных изделий // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 20–27. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-20-27](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-20-27)

Original article

CRITERION OF WARPING DURING THE HEAT TREATMENT OF SYMMETRIC PRODUCTS

© 2023 D. E. Kaputkin

Moscow State Technical University of Civil Aviation (20 Kronstadtsky Boulevard, Moscow, 125493, Russian Federation)

Abstract. During the heat treatment process, the temperature change always occurs unevenly over the volume of the product. At the same time, thermal (stretching in colder zones, and compressive in more heated ones) and phase stresses arise. The theory of heat treatment of materials states that with symmetrical heating or cooling of homogeneous products of simple shape, thermal stresses are distributed symmetrically, the bending moment is zero, shape changes (warping, leashes) should not occur. Under certain conditions, warping is possible with symmetrical heating or cooling of a homogeneous symmetrical object. During temperature changes inside the product, areas with macro stresses of stretching and compression arise. The resulting normal stresses create two compensated forces (stretching and compression). As is known

from the theory of resistance of materials, if the compressive force exceeds the critical one, then even with a symmetrical distribution of stresses, there is a loss of compression stability (warping of the object). Consequently, we obtain a dimensionless criterion, if the critical value of which is exceeded (for the plate – 2.6, for the rod – 2.2), there is a danger of uncontrolled shape change (warping) even with absolutely symmetrical heating or cooling during heat treatment. The experiment confirmed the theoretical estimates. The danger of such warping should be taken into account when assigning heat treatment modes for symmetrical products (sheets, strips, disks, rods).

Keywords: warping, heat treatment, thermal stresses, stress distribution, heating, cooling, warping criterion

For citation: Kaputkin D.E. Criterion of warping during the heat treatment of symmetric products. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 20–27. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-20-27](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-20-27)

Введение

В процессе термической обработки (объемной [1] или поверхностной [2 – 5]) изменение температуры всегда происходит неравномерно по объему изделия [6]. При этом возникают термические [7] и фазовые [8, 9] напряжения. Эти напряжения могут вызывать изменения структуры, появление внутренних и поверхностных трещин [10, 11], коробление изделия (неконтролируемое изменение формы) [12, 13]. Поскольку в однородном материале чем выше температура, тем больше удельный объем, то в более холодных зонах возникают напряжения растяжения, а в более нагретых – сжатия. При достаточно медленном нагреве или охлаждении эти напряжения могут релаксировать непосредственно в процессе изменения температуры [14] и не вызывать коробления. Допустимые скорости определяются как условиями теплопередачи (начальной и конечной температурами [15], температуропроводностью материала [16, 17], размерами и формой объекта [18], способом теплопередачи), так и симметричностью теплопередачи. Если же по каким-либо причинам скорость изменения температуры оказывается недостаточно мала, чтобы обеспечить релаксацию возникающих напряжений, то опасность коробления становится реальной. Теория термической обработки материалов требует проведения нагрева или охлаждения однородных изделий простой формы (пластин или стержней) симметрично, то есть так, чтобы температуры на обеих поверхностях пластины или по всей окружности круглого стержня были одинаковыми. В этом случае напряжения оказываются распределенными симметрично относительно центральной плоскости пластины или оси стержня и изгибающий момент равен нулю. В этом случае неконтролируемые изменения формы (коробление или поводки) возникать не должны [19]. Если же коробление все-таки имеет место, то его причиной является несимметричность свойств материала [20, 21] или несоблюдение условия об отсутствии вариаций температуры по пространству печи при нагреве или охлаждающей среды при охлаждении [22], а также протекание иных процессов, сопро-

вождающихся несимметричным изменением удельного объема материала [23].

Расчеты и обсуждение

Представляется, что при определенных условиях коробление возможно и при симметричном нагревании или охлаждении однородного симметричного объекта. Рассмотрим распределение температур внутри объекта относительно простой формы: плоской пластины толщиной D_p , шириной $B_p \gg D_p$ и длиной $L_p > B_p$ или цилиндрического стержня диаметром D_r и длиной $L_r \gg D_r$ при симметричном нагревании или охлаждении и отсутствии фазовых превращений. Такую задачу можно считать одномерной, то есть распределение температур неоднородно только по одной координате.

Процессы изменения температуры при теплопередаче описываются дифференциальным уравнением теплопроводности (уравнение диффузии) [24]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}, \quad (1)$$

где T – температура в точке с координатой z ; t – время; a – коэффициент температуропроводности материала.

В самом жестком случае до начала отсчета времени по всей толщине объекта поддерживается исходная температура T_i , а при $t = 0$ температура на поверхности становится равной конечной T_f , то есть температуре окружающей среды, и затем не меняется. Если для пластины ввести следующие обозначения: $\theta = \frac{T - T_f}{T_i - T_f}$ –

приведенная температура; $\tau = \frac{at}{D_p^2}$ – приведен-

ное время; $x = \frac{z}{D_p}$ – приведенная координата;

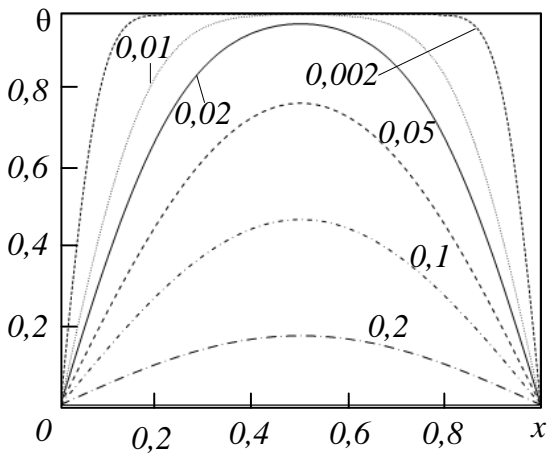


Рис. 1. Распределение приведенных температур внутри однородной пластины в зависимости от приведенной координаты при различном приведенном времени от начала термической обработки

Fig. 1. Distribution of reduced temperatures inside a homogeneous plate depending on the reduced coordinate at different reduced time from the start of heat treatment

z – расстояние от одного из краев пластины (все приведенные параметры безразмерные), то решением уравнения теплопроводности при указанных начальных и граничных условиях: $(t = 0, x \in (0, 1)) = 1$,

$\theta(t > 0, x = 0) = \theta(t > 0, x = 1) = 0$, будет ряд:

$$\theta = \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \left\{ \frac{1}{2n+1} \exp[-(2n+1)^2 \pi^2 \tau] \sin[(2n+1)\pi x] \right\}. \quad (2)$$

Распределение приведенных температур внутри пластины при разном приведенном времени показано на рис. 1.

Введя обозначения для стержня: $\tau = \frac{at}{D_r^2}$ –

приведенное время; $r = \frac{2z}{D_r}$ – приведенная ко-

ордината; z – расстояние от центра стержня (все приведенные параметры безразмерные), то решением уравнения теплопроводности при начальных и граничных условиях $\theta(t = 0, x \in (-1, 1)) = 1$,

$\theta(t > 0, x = -1) = \theta(t > 0, x = 1) = 0$, будет ряд:

$$\theta = 2 \sum_{n=0}^{\infty} \left\{ \exp(-\alpha_n^2 a \tau) \frac{J_0(r \alpha_n)}{\alpha_n J_1(\alpha_n)} \right\}, \quad (3)$$

где J_0 и J_1 – функция Бесселя нулевого или первого порядка; α_n – корни уравнения $J_0(\alpha_n) = 0$ [24].

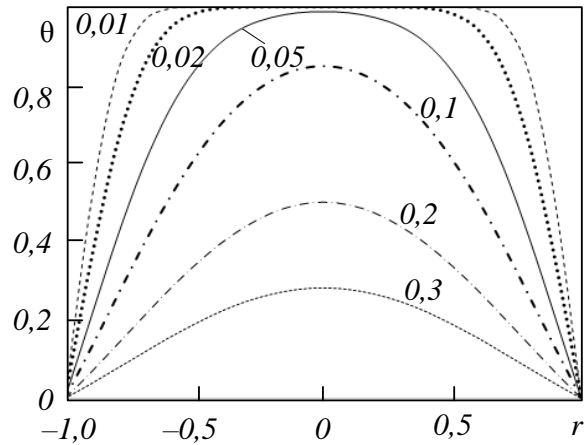


Рис. 2. Распределение приведенных температур внутри стержня в зависимости от приведенной координаты при различном приведенном времени от начала термической обработки

Fig. 2. Distribution of reduced temperatures inside a rod depending on the reduced coordinate at different reduced time from the start of heat treatment

Распределение приведенных температур внутри стержня при разном приведенном времени показано на рис. 2. Взаимодействие слоев материала с разной температурой приводит к тому, что во внешних зонах нагреваемого объекта появляются напряжения сжатия, а во внутренних – растяжения. Для охлаждаемого объекта картина обратная. В каждой точке объекта возникающие термические напряжения определяются отличием локальной температуры от средней по всему объему в рассматриваемый момент времени. Нормальные термические напряжения определяем по формуле [25]:

$$\sigma = E\alpha(T - T_a) = E\alpha(\theta - \theta_a)(T_i - T_f), \quad (4)$$

где E – модуль Юнга вещества; T и θ – действительная и приведенная температуры в рассматриваемой точке; T_a и θ_a – средняя действительная и средняя приведенная температуры в объекте; α – линейный коэффициент термического расширения.

Можно обратить внимание, что $\alpha(T_i - T_f) = \delta$ – общему относительному изменению длины (дилатометрическом эффекту), вызванному разностью максимальной и минимальной температур, наблюдаемых в процессе термической обработки объекта. То есть в каждой точке $\sigma = E\delta(\theta - \theta_a)$.

Зависимость средней приведенной температуры от приведенного времени с начала процесса термической обработки представлена на рис. 3.

Возникающие нормальные напряжения создают две скомпенсированные силы (растяжения F_s и сжатия F_c). Модули этих сил равны,

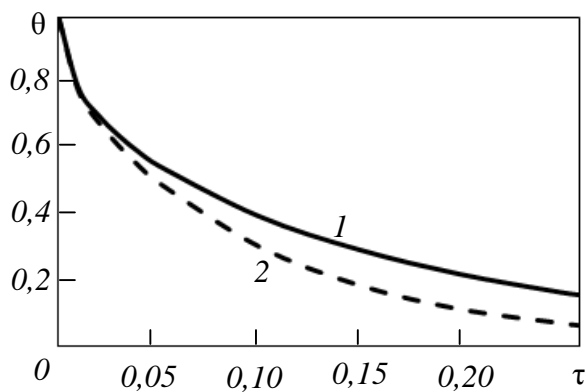


Рис. 3. Зависимость средней приведенной температуры θ_a пластины (1) или стержня (2) от приведенного времени с начала процесса термической обработки τ
 Fig. 3. Dependence of the average reduced temperature θ_a of the plate (1) or rod (2) on the reduced time from the beginning of the heat treatment process τ

поэтому для расчета каждой из них в пластине можно воспользоваться соотношением

$$F_c = F_s = \frac{1}{2} B_p \int_0^{D_p} |\sigma| dz = \frac{1}{2} E \delta B_p D_p \int_0^1 |\theta - \theta_a| dx, \quad (5)$$

а в стержне

$$F_c = F_s = \frac{1}{2} \int_0^{D_r/2} |\sigma| 2\pi z dz = \frac{1}{2} E \delta \pi \frac{D_r^2}{4} \int_0^1 |\theta - \theta_a| r dr. \quad (6)$$

Введем обозначение

$$\varphi = \frac{F}{E \delta S}, \quad (7)$$

где φ – приведенная сила сжатия; S – площадь сечения пластины или стержня.

Получим соотношения для пластины

$$\varphi = \frac{1}{2} \int_0^1 |\theta - \theta_a| dx, \quad (8)$$

а для стержня

$$\varphi = \frac{1}{2} \int_0^1 |\theta - \theta_a| r dr. \quad (9)$$

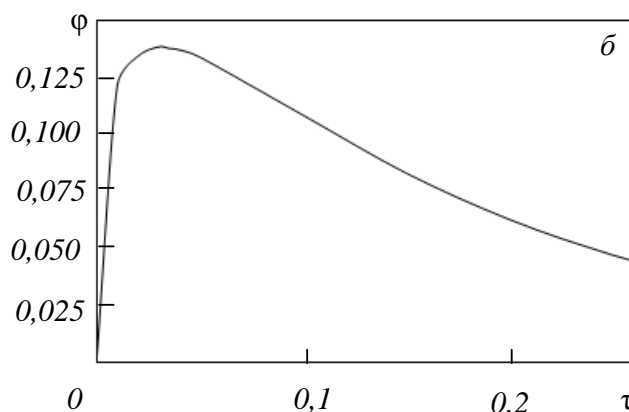
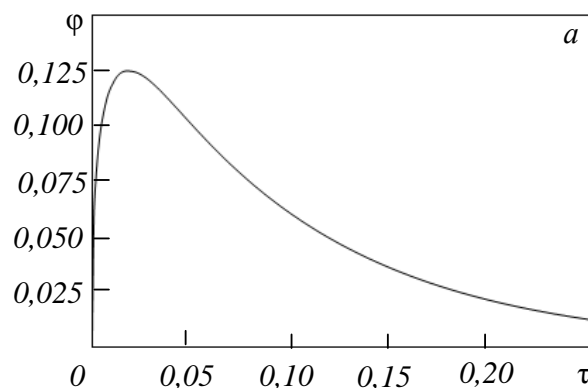


Рис. 4. Зависимость средней приведенной силы φ от приведенного времени с начала процесса термической обработки τ для пластины (а) и стержня (б)
 Fig. 4. Dependence of the average reduced force φ on the reduced time from the beginning of the heat treatment process τ for the plate (a) and the rod (б)

Зависимость приведенной силы от приведенного времени (рис. 4) показывает, что ее максимум A , примерно равный 0,125 для пластины и 0,138 для стержня, достигается при $\tau \approx 0,02$. Следовательно, максимальная сила сжатия

$$F_c \approx A E \delta S. \quad (10)$$

Как известно из теории сопротивления материалов, сжимающая сила даже при симметричном распределении напряжений может вызывать потерю устойчивости сжатия (коробление объекта). Критическая величина силы сжатия, при превышении которой исчезает прямолинейность объекта [26], определяем по формуле

$$F_{crit} = \frac{\pi^2 E J}{(\mu L)^2}, \quad (11)$$

где E – модуль Юнга материала; J – момент инерции сечения объекта (для пластины

$J_p = \frac{B_p D_p^3}{12}$, для стержня $J_r = \frac{\pi D_r^4}{64}$; L – длина объекта; μ – коэффициент приведения длины, при свободных концах объекта или закреплении объекта в одной точке $\mu = 2$, для закрепленных концов $\mu = 1$, при наличии еще и k мест закрепления вдоль длины объекта $\mu = k + 1$.

Из уравнений (7), (8) получаем критерий, при превышении которого величина F_c превосходит значение F_{crit} и появляется опасность неконтролируемого изменения формы (коробления) даже при абсолютно симметричном нагреве или охлаждении в ходе термической обработки:

– для пластины

$$\frac{L_p}{D_p} > \frac{2,6}{\mu\sqrt{\delta}} = \frac{1,3}{\sqrt{\alpha\Delta T}};$$

– для стержня

$$\frac{L_p}{D_p} > \frac{2,2}{\mu\sqrt{\delta}} = \frac{1,1}{\sqrt{\alpha\Delta T}},$$

где α – линейный коэффициент термического расширения материала; ΔT – разность максимальной и минимальной температур внутри термообрабатываемого объекта.

Если указанный критерий для рассматриваемого вида обработки выше критического, то даже при полностью симметричном поддержании температуры материала коробление объекта будет возможным. Например, для стали $\alpha = (15 \pm 5) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и коробление будет иметь место, когда разность температур в центре и на поверхности пластины составляет 400 К и отношение длины пластины к ее толщине превысит 20 ± 5 .

Важно отметить, что указанное неконтролируемое изменение формы объекта оценено в предположении об упругом поведении материала. Поэтому в процессе выравнивания температуры возможно восстановление формы объекта.

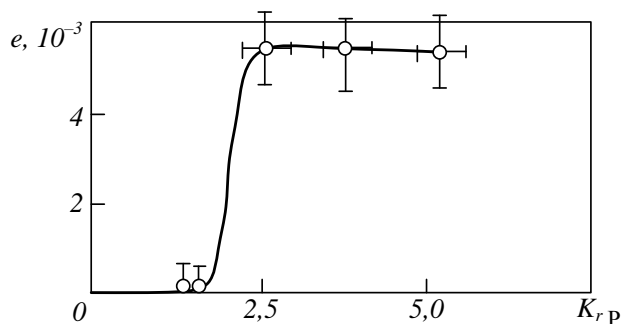


Рис. 5. Экспериментальная зависимость относительного прогиба стержня e от величины Kr

Fig. 5. Experimental dependence of the relative deflection of the rod e on the value Kr

Сохранение коробления более вероятно в случае нагрева, чем при охлаждении, так как с ростом температуры предел текучести понижается и исходно упругая деформация изгиба, возникающая при рассмотренной потере устойчивости, становится пластической.

Эксперимент

Для экспериментальной проверки полученных результатов было исследовано коробление стержней из стали марки 40 длиной 35 – 130 и диаметром 2 мм. Образцы были медленно нагреты до температуры 900 К после чего быстро охлаждены в вертикальном положении вертикальным потоком воздуха комнатной температуры. Замеряли прогиб в центре стержня после охлаждения до комнатной температуры с точностью 0,05 мм. До нагрева прогиб не превышал 0,05 мм. Считая, что максимальная разность температур на поверхности и центре стержня достигала 500 К, получили, что когда K_r меньше критического для возможного коробления, то значимого искривления стержня не выявляется, а при превышении расчетного значения искривление стержня становится значимым (рис. 5, здесь $K_r = \sqrt{\delta} \cdot \mu \cdot L_r / D_r$).

Выводы

На основании анализа расчетного распределения напряжений в симметрично нагреваемых или охлаждаемых плоских объектах предложен безразмерный критерий потери устойчивости формы (коробления) в ходе термической обработки. Опасность такого коробления следует учитывать при назначении режимов термической обработки симметричных изделий (дисков для пил, полос, листов, стержней).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. Москва: МИСиС, 1994. 480 с.
2. Liu Z., Xie Y., Ye X., Wang J., Liu, B. Numerical and experimental study of electromagnetic induction heating process for bolted flange joints // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C // *Journal of Mechanical Engineering Science*. 2021. Vol. 235. No. 22. P. 6357–6369. <https://doi.org/10.1177/09544062211007162>
3. Капуткин Д.Е., Дураджи В.Н., Капуткина Н.А. Ускоренное диффузионное насыщение поверхности металлов при электро-химико-термической обработке // *Физика и химия обработки материалов*. 2020. № 2. С. 48–57.

4. Safronov I.S., Neplueva A.A., Ushakov I.V. Mechanical Properties of Laser Treated Thin Sample of an Amorphous-Nanocrystalline Metallic Alloy Depending on the Initial Annealing Temperature // *Defect and Diffusion Forum*. 2021. Vol. 410. P. 489–494. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.489>
5. Safronov I.S., Ushakov I.V., Minaev V.I. Influence of environment at laser processing on microhardness of amorphous-nanocrystalline metal alloy // *Materials Science Forum*. 2022. Vol. 1052. P. 50–55. <https://doi.org/10.4028/p-wjsns4>
6. Naterer G. F. *Advanced heat transfer*. CRC Press. 2021. 555 p. <https://doi.org/10.1201/9781003206125>
7. Boley B.A., Weiner J.H. *Theory of Thermal Stresses*. Dover Publications. 2012. 820 p.
8. Kaputkina L.M., Kaputkin D.E. Structure and phase transformations under quenching and tempering during heat and thermomechanical treatment of steels // *Materials Science Forum*. 2003. Vol. 426-432. P. 1119–1126. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.1119>
9. Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. Transformation of retained austenite during tempering of high carbon steel // *Journal de Physique IV*. 2003. Vol. 112. P. 275–278. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.1119>
10. Казяев М.Д., Самойлович Ю.А., Палеев В.С. Математическое моделирование напряжённого состояния в рабочих валках холодной прокатки при ускоренном нагреве в камерной печи // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 9. С. 696 – 702. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-9-696-702>
11. Yang J.-A., Shen H.-F. Internal shrinkage crack in a 10 T water-cooled steel ingot with a large height-to-diameter ratio // *China Foundry*. 2021. Vol. 18. No. 2. P. 110–117. <https://doi.org/10.1007/s41230-021-0141-8>
12. Liu F., Deng L., Zhou H. Residual Stress and Warpage Simulation. In: *Computer Modeling for Injection Molding*. 2013. P. 157–193. <https://doi.org/10.1002/9781118444887.ch6>
13. Chang R.Y., Tsaor B.D. Experimental and theoretical studies of shrinkage, warpage, and sink marks of crystalline polymer injection molded parts // *Polymer Engineering and Science*. 1995. Vol. 35. No. 15. P. 1222–1230. <https://doi.org/10.1002/pen.760351505>
14. Борздыка А.М., Гецов Л.Б. Релаксация напряжений в металлах и сплавах. Москва: Металлургия, 1972. 304 с.
15. Mirković N., Brajović L., Popović Z., Todorović G., Lazarević L., Petrović M. Determination of the temperature stresses in CWR based on measured rail surface temperatures // *Construction and Building Materials*. 2021. Vol. 284. P. 122713. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.122713-122727>
16. Gaikwad K.R., Khavale S.G. Fractional order transient thermoelastic stress analysis of a thin circular sector disc // *International Journal of Applied Thermodynamics*. 2022. Vol. 25. No. 1. P. 1–8. <https://doi.org/10.5541/ijot.820828>
17. Kim Chai Hwan. Determination of Calibration Constants on Measurement of the Residual Stress for Polymeric Molded Parts // *Fibers and Polymers*. 2022. Vol. 23. No. 4. P. 878–881. <https://doi.org/10.1007/s12221-022-4571-8>
18. Mungle N. Thermal modelling of thin triangular plate // *JP Journal of Heat and Mass Transfer*. 2021. Vol. 23. No. 1. P. 113–125. <https://doi.org/10.17654/HM023010113>
19. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. *Материаловедение*. Москва: Машиностроение. 1990. 528 с.
20. Биткина О.В. Экспериментальное исследование влияния технологических факторов на формоизменение многослойных панелей из композиционных материалов // *Вестник Самарского Государственного Технического Университета*. Серия: Технические науки. 2013. № 1 (37). С. 99–110.
21. Li Q., Hou P., Shang S., Xu D. Three-dimensional thermal-stress analysis of transversely isotropic double-layer plate based on Green's functions // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2022. Vol. 227. P. 107431. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2022.107431>
22. Зверьяев Е. М. Температурная деформация длинной упругой полосы // *Вестник Российского Университета Дружбы Народов*. Серия: Инженерные исследования. 2021. Т. 22. № 3. С. 293–304.
23. Cui T., Xiao G., Yan H., Zhang Y., Wang J.-Q. Numerical simulation and analysis of the thermal stresses of a planar solid oxide electrolysis cell // *International Journal of Green Energy*. 2022. P. 1–13. <https://doi.org/10.1080/15435075.2022.2065881>
24. Бокштейн Б.С. *Диффузия в металлах*. Москва: Металлургия, 1978. 248 с.

25. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. Москва: Металлургия, 1979. 496 с.
26. Феодосьев В.И. Сопrotивление материалов. Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 592 с.

REFERENCES

- Novikov I.I., Stroganov G.B., Novikov A.I. *Metallology, heat treatment and radiography*. Moscow: MISiS, 1994. 480 p. (In Russ.).
- Liu Z., Xie Y., Ye X., Wang J., Liu, B. Numerical and experimental study of electromagnetic induction heating process for bolted flange joints. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C. *Journal of Mechanical Engineering Science*. 2021, vol. 235, no. 22. pp. 6357–6369. <https://doi.org/10.1177/09544062211007162>
- Kaputkin D.E., Duraji V.N., Kaputkina N.A. Accelerated diffusion saturation of the surface of metals during electro-chemical-heat treatment. *Fizika i himiya obrabotki materialov*. 2020, no. 2, pp. 48–57. (In Russ.).
- Safronov I.S., Neplueva A.A., Ushakov I.V. Mechanical Properties of Laser Treated Thin Sample of an Amorphous-Nanocrystalline Metallic Alloy Depending on the Initial Annealing Temperature. *Defect and Diffusion Forum*. 2021, vol. 410, pp. 489–494. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.489>
- Safronov I.S., Ushakov I.V., Minaev V.I. Influence of environment at laser processing on microhardness of amorphous-nanocrystalline metal alloy. *Materials Science Forum*. 2022, vol. 1052, pp. 50–55. <https://doi.org/10.4028/p-wjsns4>
- Naterer G.F. Advanced heat transfer. *CRC Press*. 2021, pp. 555. <https://doi.org/10.1201/9781003206125>
- Boley B.A., Weiner J.H. *Theory of Thermal Stresses*. Dover Publications. 2012, pp. 820.
- Kaputkina L.M., Kaputkin D.E. Structure and phase transformations under quenching and tempering during heat and thermomechanical treatment of steels. *Materials Science Forum*. 2003, vol. 426–432, pp. 1119–1126. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.1119>
- Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. Transformation of retained austenite during tempering of high carbon steel. *Journal de Physique IV*. 2003, vol. 112, pp. 275–278. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.1119>
- Kazyayev M.D., Samoilovich Yu.A., Paleev V.S. Mathematical modeling of stress in cold rolling working rolls with accelerated heating in a chamber furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 9, pp. 696–702. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-9-696-702>
- Yang J.-A., Shen H.-F. Internal shrinkage crack in a 10 T water-cooled steel ingot with a large height-to-diameter ratio. *China Foundry*. 2021, vol. 18, no. 2, pp. 110–117. <https://doi.org/10.1007/s41230-021-0141-8>
- Liu F., Deng L., Zhou H. Residual Stress and Warpage Simulation. In: *Computer Modeling for Injection Molding*. 2013, pp. 157–193. <https://doi.org/10.1002/9781118444887.ch6>
- Chang R.Y., Tsaur B.D. Experimental and theoretical studies of shrinkage, warpage, and sink marks of crystalline polymer injection molded parts. *Polymer Engineering and Science*. 1995, vol. 35, no. 15, pp. 1222–1230. <https://doi.org/10.1002/pen.760351505>
- Borzdyka A.M., Getsov L.B. *Stress relaxation in metals and alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1972. 304 p. (In Russ.).
- Mirković N., Brajović L., Popović Z., Todorović G., Lazarević L., Petrović M. Determination of the temperature stresses in CWR based on measured rail surface temperatures. *Construction and Building Materials*. 2021, vol. 284, pp. 122713. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.122713-122727>
- Gaikwad K.R., Khavale S.G. Fractional order transient thermoelastic stress analysis of a thin circular sector disc. *International Journal of Applied Thermodynamics*. 2022, vol. 25, no. 1, pp. 1–8. <https://doi.org/10.5541/ijot.820828>
- Kim Chai Hwan. Determination of Calibration Constants on Measurement of the Residual Stress for Polymeric Molded Parts. *Fibers and Polymers*. 2022, vol. 23, no. 4, pp. 878–881. <https://doi.org/10.1007/s12221-022-4571-8>
- Mungle N. Thermal modelling of thin triangular plate. *JP Journal of Heat and Mass Transfer*. 2021, vol. 23, no. 1, pp. 113–125. <https://doi.org/10.17654/HM023010113>
- Lakhtin Yu.M., Leontyeva V.P. *Materials science*. Moscow: Mashinostroenie. 1990. 528 p. (In Russ.).
- Bitkina O.V. Experimental study of the influence of technological factors on the formation of multilayer panels from composite materials. *Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki*. 2013, no. 1 (37), pp. 99–110. (In Russ.).
- Li Q., Hou P., Shang S., Xu D. Three-dimensional thermal-stress analysis of transversely isotropic double-layer plate based on Green's functions. *International Journal of*

- Mechanical Sciences*. 2022, vol. 227, pp. 107431. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2022.107431>
22. Zveryaev E.M. Temperature deformation of a long elastic strip. *Vestnik Rossijskogo Universiteta Druzhyby Narodov. Seriya: Inzhenernye issledovaniya*. 2021, vol. 22, no. 3, pp. 293–304. (In Russ.).
23. Cui T., Xiao G., Yan H., Zhang Y., Wang J.-Q. Numerical simulation and analysis of the thermal stresses of a planar solid oxide electrolysis cell. *International Journal of Green Energy*. 2022, pp. 1–13. <https://doi.org/10.1080/15435075.2022.2065881>
24. Bockstein B.S. *Diffusion in metals*. Moscow: Metallurgiya. 1978, 248 p. (In Russ.).
25. Bernstein M.L., Zaimovsky V.A. *Mechanical properties of metals*. Moscow: Metallurgiya, 1979. 496 p. (In Russ.).
26. Feodosiev V.I. *Resistance of materials*. Moscow: MGTU im. N.E. Baumana. 2000. 592 p. (In Russ.).

Сведения об авторах

Дмитрий Ефимович Капуткин, д.т.н., профессор кафедры физики, Московский государственный технический университет гражданской авиации
E-mail: d.kaputkin@mstuca.aero
ORCID: 0000-0002-2579-3014

Information about the authors

Dmitry E. Kaputkin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of Department of Physics, Moscow State Technical University of Civil Aviation
E-mail: d.kaputkin@mstuca.aero
ORCID: 0000-0002-2579-3014

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 10.04.2023

После доработки 25.04.2023

Принята к публикации 28.04.2023

Received 10.04.2023

Revised 25.04.2023

Accepted 28.04.2023

Оригинальная статья

УДК 666.3: 666.3.017

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-28-39

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ ИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2023 г. С. А. Гынгазов, В. А. Болтуева

Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30)

Аннотация. Представлены результаты исследования влияния ионной (аргон, углерод, азот, ксенон) обработки при различных параметрах пучка (энергии ионов, плотностях тока и энергии, флюенсах, режимов облучения) на физико-механические свойства (структура, фазовый состав, микротвердость) керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония и оксида алюминия. Установлены закономерности структурных и фазовых превращений, эффектов поверхностной модификации циркониевой и алюмооксидной керамики при воздействии ускоренными ионами. Рентгенофазовый анализ показал, что ионная (аргон, азот, ксенон) обработка независимо от режима (непрерывный, импульсный) в поверхностном слое керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония приводит к фазовой перестройке на глубине порядка 15 мкм. Согласно данным сканирующей электронной микроскопии непрерывные ионные пучки (аргон, ксенон) не приводят к морфологическим изменениям поверхностного слоя оксидной керамики. Воздействие импульсных ионных (углерод, азот) пучков приводит к кратковременным процессам плавления и затвердевания, в результате чего в поверхностном слое оксидной керамики формируется структура, отличающаяся от структуры в объеме керамики. Независимо от режима и параметров пучка ионная обработка приводит к увеличению микротвердости поверхности керамики из частично стабилизированного диоксида циркония и оксида алюминия.

Ключевые слова: ионная обработка, частично стабилизированный диоксид циркония, оксид алюминия, рентгеновская дифракция, микротвердость, электронная и просвечивающая микроскопия

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания в сфере научной деятельности (проект FSWW-2023-0011).

Для цитирования: Гынгазов С.А., Болтуева В.А. Модификация структуры и механических свойств оксидной керамики ионной обработкой // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 28–39. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-28-39](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-28-39)

Original article

MODIFICATION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF OXIDE CERAMICS BY ION TREATMENT

© 2023 S. A. Ghyngazov, V. A. Boltueva

National Research Tomsk Polytechnic University (30 Lenin Ave., Tomsk, 634050, Russian Federation)

Abstract. The results of the study of the effect of ion (argon, carbon, nitrogen, xenon) treatment at various beam parameters (ion energy, current density, energy density, fluence, irradiation modes) on the physical and mechanical properties (structure, phase composition, microhardness) of ceramics based on partially stabilized zirconia and alumina are presented. The regularities of structural and phase transformations, the effects of surface modification of zirconia and alumina ceramics when exposed to accelerated ions are established. X-ray

phase analysis showed that ion (argon, nitrogen, xenon) treatment, regardless of the mode (continuous, pulsed) in the surface layer of ceramics based on partially stabilized zirconia, leads to phase rearrangement at a depth of about 15 μm . According to scanning electron microscopy continuous ion beams (argon, xenon) do not lead to morphological changes in the surface layer of oxide ceramics. The impact of pulsed ion (carbon, nitrogen) beams leads to short-term melting and solidification processes, as a result of which a structure is formed in the surface layer of oxide ceramics which differs from the structure in the volume of ceramics. Regardless of the beam mode and parameters, ion treatment leads to an increase in the microhardness of the ceramic surface from of partially stabilized zirconia and alumina.

Keywords: ion treatment, partially stabilized zirconia, alumina, x-ray diffraction, microhardness, electron and transmission microscopy

Funding: the work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state task in the field of scientific activity (project FSWW-2023-0011).

For citation: Ghyngazov, S.A., Boltueva, V.A., Modification of the structure and mechanical properties of oxide ceramics by ion treatment. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022, no. 2 (44), pp. 28–39. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-28-39](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-28-39)

Введение

Оксидная керамика используется в качестве новых видов ядерного топлива, сжигающего ядерные отходы, контейнеров для хранения радиоактивных веществ, элементов оптоэлектронных устройств или частей протезов. Такое широкое ее применение обусловлено наличием у керамики уникальных свойств (высокая термическая стойкость, химическая инертность, исключительная твердость). Одновременно эти свойства накладывают существенные ограничения на использование в силу трудностей, связанных с объемной и поверхностной обработками керамики.

Существенное расширение областей использования керамики можно достигнуть, применяя поверхностную обработку концентрированными потоками ускоренных частиц (электронов, ионов, атомов, нейтронов) [1 – 5]. Наиболее широкое применение для модификации материалов нашла обработка ускоренными ионами [1, 2]. Такая обработка позволяет повышать стойкость изделий к внешним воздействиям в экстремальных условиях [6, 7].

Процессы, происходящие в материале при обработке ионами, зависят от характеристик и режимов облучения. Режим может быть импульсным или непрерывным. Энергия ускоренных ионов изменяется в широких пределах [2, 8, 9].

Первоначально ионную обработку преимущественно использовали для модификации металлов и сплавов, но в последнее время наблюдается применение такого вида обработки для модификации керамических материалов [10 – 12]. Тем не менее, систематические исследования по воздействию ионной обработки на свойства и структуру оксидной керамики ранее не проводили. Особенно это утверждение относится к таким широко распространенным оксидным

материалам как частично стабилизированный диоксид циркония и керамики на основе оксида алюминия. Выполненные экспериментальные и теоретические исследования не позволяют прогнозировать режимы и результаты ионной обработки для имеющихся разнообразных типов ускорительной техники. Системные исследования необходимы для выработки практических рекомендаций по эффективному применению современного парка ускорителей.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния ионной (аргон, углерод, азот, ксенон) обработки при различных параметрах пучка (энергии ионов, плотностей тока и энергии, флюенса, режимов обработки) на физико-механические свойства (структуру, фазовый состав, микротвердость) керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония и оксида алюминия.

Материалы, способы обработки и методы исследования

Керамика на основе диоксида циркония

В качестве исходного материала для исследуемых образцов циркониевой керамики использовали порошок частично стабилизированного оксидом иттрия диоксида циркония (ЧСДЦ) марки TZ-3Y-E фирмы Tosoh (Япония) состава $\text{ZrO}_2 - 3\% \text{Y}_2\text{O}_3$. Образцы из этого порошка получали по традиционной керамической технологии. Формование порошковых компактов осуществляли методом холодного одноосного пресования при давлении 150 МПа. Спекание проводили в высокотемпературной муфельной печи СНОЛ 12/16 при температуре 1400 °С в течение 1 ч. Нагрев и охлаждение печи осуществляли со скоростью 10 °С/мин. Диаметр и толщина спеченных образцов составили 7,5 и 2,8 – 3,2 мм.

Среднее значение плотности керамики составило $5,8 - 5,9 \text{ г/см}^3$; открытая пористость – не более 2 %. С целью улучшения качества поверхности керамики проводили механическую обработку (шлифование и полирование).

Керамика на основе оксида алюминия

В настоящей работе использовали коммерческие подложки из вакуумплотной керамики на основе оксида алюминия (ОА) ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), выпускаемые российской промышленностью стандартных размеров 60×48 и толщиной $0,5 - 1,0$ мм, предназначенные для гибридных интегральных микросхем. При подготовке к эксперименту объемные керамические подложки были разрезаны инструментом с алмазным наконечником на образцы размером не более 1 см^2 . Подложка на основе оксида алюминия была с односторонней полировкой.

Ионная обработка

Исследования проводили для трех видов ионной обработки.

1. Воздействие низкоэнергетическими ионными пучками в непрерывном режиме. Обработку керамик ЧСДЦ и ОА проводили в вакууме ионами аргона на имплантере ИЛИМ-1 (УрО РАН, г. Екатеринбург). Имплантер имеет встроенный ионный источник «Пульсар-1М», принцип работы которого основан на тлеющем разряде низкого давления с холодным полым катодом [13]. Параметры облучения: энергия ускоренных ионов аргона 30 кэВ; плотность тока j 300 и 500 мкА/см²; флюенс f в интервале от 10^{16} до 10^{18} см^{-2} . Расчетные значения среднего проективного пробега ионов аргона при энергии 30 кэВ составили 205 Å (20,5 нм) в керамике ЧСДЦ и 188 Å (18,8 нм) в ОА.

2. Обработка среднеэнергетическими интенсивными ионными пучками в импульсном режиме. Рассматриваемый вид обработки проводили в вакууме 10^{-4} Торр ($1,33 \cdot 10^{-2}$ Па) для керамики из ОА на ускорителе ионов ТЕМП-4М [14] Томского политехнического университета. Энергия ускоренных ионов углерода была 200 кэВ при плотности энергии W 0,3 – 1,5 Дж/см² и плотности тока 15, 50 и 85 А/см². Такой тип обработки был также применен для керамики ЧСДЦ. Обработку проводили на ускорителе ТЕМП-6 [15] (Далыньский технологический университет, г. Далайнь, Китай). При этом керамические образцы облучали ионами азота с энергией 300 кэВ при плотности энергии 3,6 и 5,0 Дж/см² и плотности тока 200 А/см².

3. Обработка быстрыми тяжелыми ионами (БТИ) в непрерывном режиме. Облучение образцов керамики ЧСДЦ проводили на циклотроне ИЦ-100 в Лаборатории ядерных реакций имени Г.Н. Флерова Объединенного института

ядерных исследований (ЛЯР ОИЯИ, г. Дубна, Россия). Облучение проводили ионами ксенона с энергией 167 МэВ при плотности тока $3,95 \text{ нА/см}^2$ и флюенсе в интервале от 10^{11} до 10^{13} см^{-2} .

Микроструктурный анализ

Микроструктуру керамических образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Hitachi TM-3000. Для исследования микроструктуры приповерхностных слоев по глубине изготавливали поперечные шлифы образцов.

Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводили с помощью микроскопа JEOL ARM-200F (ускоряющее напряжение 200 кВ). Образцы для ПЭМ были подготовлены методом ионного травления со стороны облученной поверхности сфокусированным ионным пучком на установке FEI Helios Nanolab 650.

Структурно-фазовый анализ

Исследование структурно-фазового состояния образцов проводили методом рентгеновской дифрактометрии в геометрии на отражение Брегга-Брентано. В настоящей работе использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA. Полнопрофильный анализ структурно-фазового состояния проводили с применением программного обеспечения Powder Cell 2.5. Аутентификацию присутствующих в образцах фаз осуществляли с использованием базы данных PDF-4 Международного центра дифракционных данных.

Измерение микротвердости

Микротвердость (H_V) оценивали по методу восстановленного отпечатка по методу Виккерса [16] на микротвердомере Zwick ZHV1M. Вдавливание индентора проводили под действием силы 3 Н (примерно 300 г) в течение 10 с.

Результаты и их обсуждение

Воздействие низкоэнергетическими непрерывными ионными пучками на керамику из ЧСДЦ и ОА

Сканирующая электронная микроскопия

На рис. 1 представлены поверхности (вид сверху) исследуемых образцов керамики из ЧСДЦ и ОА после ионного воздействия низкоэнергетическими ионными пучками в непрерывном режиме. Исходная поверхность керамик была полированной. На поверхности отчетливо были заметны поры, а также царапины, которые появляются вследствие механической обработки абразивом.

Ионная обработка при плотности тока 300 мкА/см^2 с флюенсом от 10^{16} до 10^{17} см^{-2} приводит к визуализации зерен керамики как из ЧСДЦ (рис. 1, а), так и из ОА (рис. 1, б). Зеренная структура первоначально начинает проявляться в местах наибольшей концентрации де-

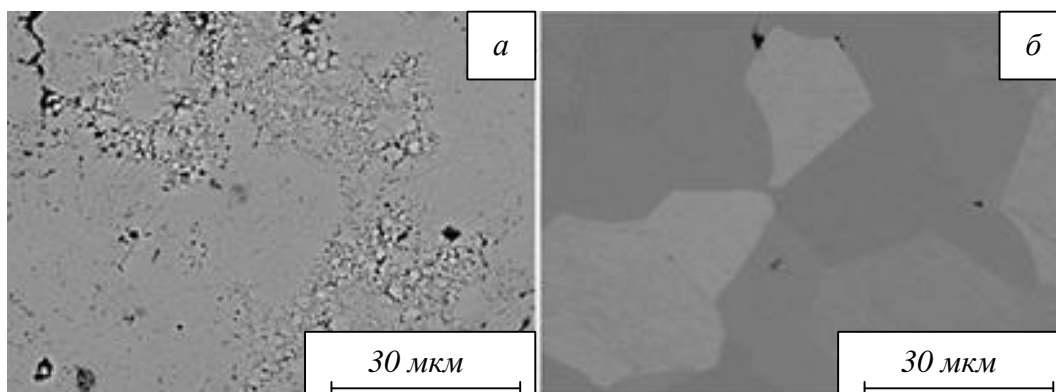


Рис. 1. Поверхность (вид сверху) керамики ЧСДЦ (*a*, $f = 10^{16} \text{ см}^{-2}$) и ОА (*б*, $f = 10^{18} \text{ см}^{-2}$) после ионной обработки
 Fig. 1. Surface (top view) of PSZ (*a*, $f = 10^{16} \text{ см}^{-2}$) and A (*б*, $f = 10^{18} \text{ см}^{-2}$) ceramics after ion treatment

фектов и пор.

Повышение флюенса обработки до 10^{18} см^{-2} приводит к равномерному распылению по всей поверхности керамики, в результате чего наблюдается визуализация исходной зеренной структуры (рис. 1, б). Обработка при плотности тока 500 мкА/см² приводит к еще большему травлению материала в областях межзеренных границ. Зеренная структура визуализируется вследствие различной скорости ионного травления объема зерен и межзеренных границ, так как они содержат в себе наибольшее количество дефектов.

Структурно-фазовый анализ

В исходном состоянии керамические образцы из ЧСДЦ содержат фазу *t*-ZrO₂ (рис. 2, *a*, кривая 1). Ионное воздействие при плотности тока 300 мкА/см² и флюенсе до $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к мартенситному превращению *t*-ZrO₂ → *m*-ZrO₂ (рис. 2, *a*, кривая 2). Содержание фазы *m*-ZrO₂ не превышает 12 %. Повышение как флюенса (более 10^{17} см^{-2}), так и плотности тока (более 300 мкА/см²) ионного пучка не приводит к увеличению количества моноклинной фазы. Обработка при плотности тока 500 мкА/см² и флюенсе от 10^{16} до $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ вызывает появление фазы *m*-ZrO₂ не более 5 – 6 %. После обработки как

при плотности тока 300 мкА/см², так и при плотности тока 500 мкА/см² и флюенсе 10^{18} см^{-2} моноклинной фазы в ЧСДЦ не наблюдается.

Изменение количества моноклинной фазы в облученном слое ЧСДЦ связано, во-первых, с параметрами ионного пучка (плавное повышение флюенса от $9 \cdot 10^{16}$ до 10^{18} см^{-2}) постепенно увеличивает распыление облучаемой поверхности, а повышение плотности тока с 300 до 500 мкА/см² только усиливает распыление поверхностного слоя, в котором происходит фазовая перестройка. Такой вывод согласуется с проведенным анализом полученных изображений методом СЭМ (рис. 1, *a*). Во-вторых, фазовый анализ проводился на глубине около 15 мкм, следовательно, вклад в регистрируемый сигнал дифрактограмм преимущественно вносился с более глубокого слоя керамики ЧСДЦ, в котором не происходило фазовой перестройки.

Керамические образцы из оксида алюминия в исходном состоянии состоят из фазы α -Al₂O₃ (рис. 2, б, кривая 1). Облучение при флюенсе от 10^{16} до 10^{17} см^{-2} и плотности тока 300 мкА/см² не вызывает фазовую перестройку в керамике (рис. 2, б, кривая 2). Вероятно это связано, во-первых, с процессом распыления облученного

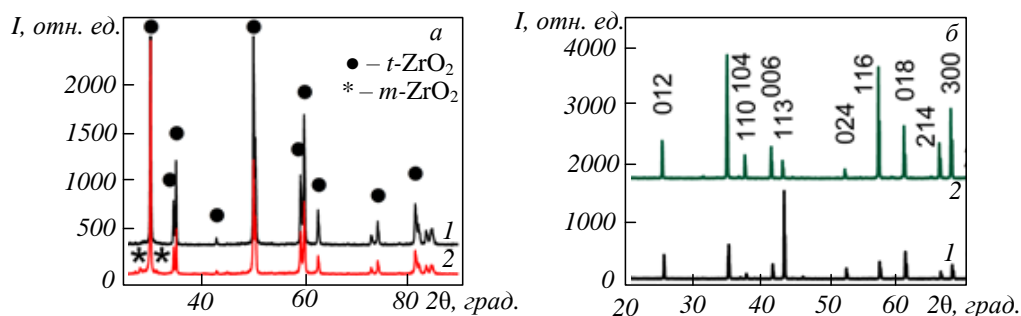


Рис. 2. Рентгенограммы керамики ЧСДЦ (*a*) и ОА (*б*) до (кривая 1) и после (кривая 2) ионной обработки при $f = 10^{16}$ и $f = 10^{18} \text{ см}^{-2}$

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of PSZ (*a*) and A (*б*) ceramics before (curves 1) and after (curves 2) ion treatment at $f = 10^{16}$ and $f = 10^{18} \text{ см}^{-2}$, respectively

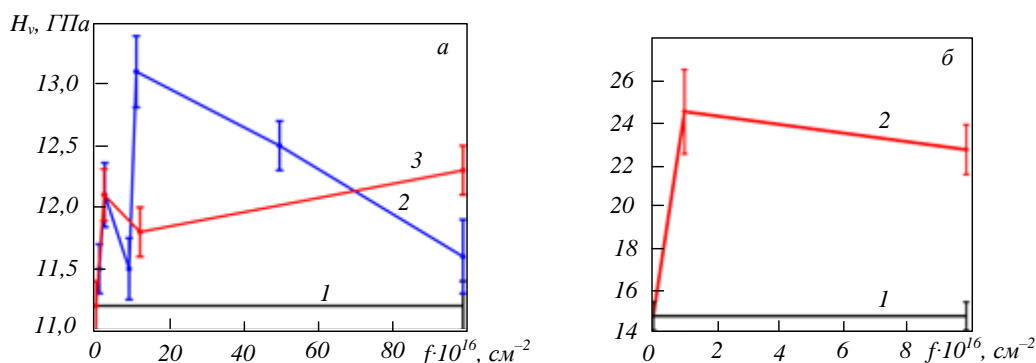


Рис. 3. Микротвердость керамики ЧСДЦ (а) и ОА (б) до (кривая 1) и после (кривые 2 ($j = 300 \text{ мкА/см}^2$), 3 ($j = 500 \text{ мкА/см}^2$)) ионной обработки
 Fig. 3. Microhardness of ceramics PSZ (a) and A (b) before (curves 1) and after (curves 2 ($j = 300 \text{ мкА/см}^2$), 3 ($j = 500 \text{ мкА/см}^2$)) ion treatment

поверхностного слоя керамики (рис. 1, б), во-вторых, регистрация дифрактограмм происходит с более глубокого слоя (около 30 мкм), на который, вероятно, ионная обработка оказывает минимальное воздействие.

Микротвердость

Обработка ионами аргона с энергией 30 кэВ при плотностях тока 300 и 500 мкА/см² приводит к повышению микротвердости (H_v) в поверхностном слое керамики из ЧСДЦ и ОА (рис. 3).

Изменение H_v керамики из ЧСДЦ (рис. 3, а, кривая 2 и 3) под действием ионной обработки с увеличением флюенса объясняется протеканием фазовых трансформаций $t \rightarrow m$ (рис. 2, а) и ростом сжимающих напряжений. С ростом как флюенса (более 10^{17} см^{-2}), так и плотности тока (более 300 мкА/см²) наблюдается увеличение H_v (рис. 3, а, кривая 3), которое на конечном участке кривой 3 (рис. 3, а) превышает значение H_v в точке максимума при низком флюенсе (рис. 3, а, кривая 2). Это увеличение можно объяснить эффектом дальнего действия, который характерен для металлов и сплавов [17, 18]. К увеличению микротвердости в поверхностном слое керамики на основе ОА приводит рост сжимающих напряжений (рис. 3, б, кривая 2).

Согласно расчетам средний пробег ионов в керамике из ЧСДЦ и ОА составляет 20,5 и 18,8 нм. Изменение микротвердости керамик происходит на глубине примерно 20 мкм. В качестве объяснения механизма упрочнения керамик на глубине, которая превышает глубину проективного пробега ионов аргона, предлагается эффект дальнего действия (ЭД). Смысл ЭД заключается в распространении послекаскадных упругих и ударных волн вглубь материала. В результате ЭД приводит к увеличению области генерации дефектов, возникновению динамических и статических напряжений до десятков и более микрометров, увеличение которых происходит с ростом флюенса обработки внедряемых

ионов. Вследствие этого ионное воздействие резко повышает подвижность атомов (как промежуточных, так и замещающих), способствуя перестройке кристаллической структуры в метастабильном материале, приводя к изменению механических свойств твердого тела [17, 18].

Воздействие среднеэнергетическими интенсивными импульсными ионными пучками на керамику из ЧСДЦ и ОА

Сканирующая электронная микроскопия

В исходном состоянии поверхность образцов из ОА была полированной. Обработка ИИИП при $j = 15 \text{ А/см}^2$ и $W = 0,3 \text{ Дж/см}^2$ количеством импульсов 20, 100 и 300 не вызывает оплавления поверхности керамики. Увеличение j и W приводит к оплавлению поверхности керамики с последующей рекристаллизацией, которая сопровождается формированием сетки микротрещин.

Установлено, что в зависимости от параметров ионного пучка обработка ИИИП приводит к различным морфологическим изменениям поверхностного слоя керамики (рис. 4). На поверхности керамики после воздействия ИИИП при $j = 50 \text{ А/см}^2$ и $W = 1 \text{ Дж/см}^2$ наблюдается сформированная в поверхностном слое микроструктура «столчатого типа» толщиной порядка 6 – 8 мкм (рис. 4, а). Микроструктура, образованная во время процесса рекристаллизации, характеризуется более мелким размером зерен по сравнению с зёрнами в объеме керамики.

Увеличение плотности тока и плотности энергии до 85 А/см^2 и $1,5 \text{ Дж/см}^2$ (количество импульсов 3, 10, 30) соответственно, приводит к оплавлению поверхностного слоя, который содержит трещины по всей глубине рекристаллизованного слоя (рис. 4, б). Отмечено, что с увеличением плотности тока и плотности энергии формирование микроструктуры «столчатого типа» не происходит. Вероятно, это связано с высокими скоростями нагрева материала при

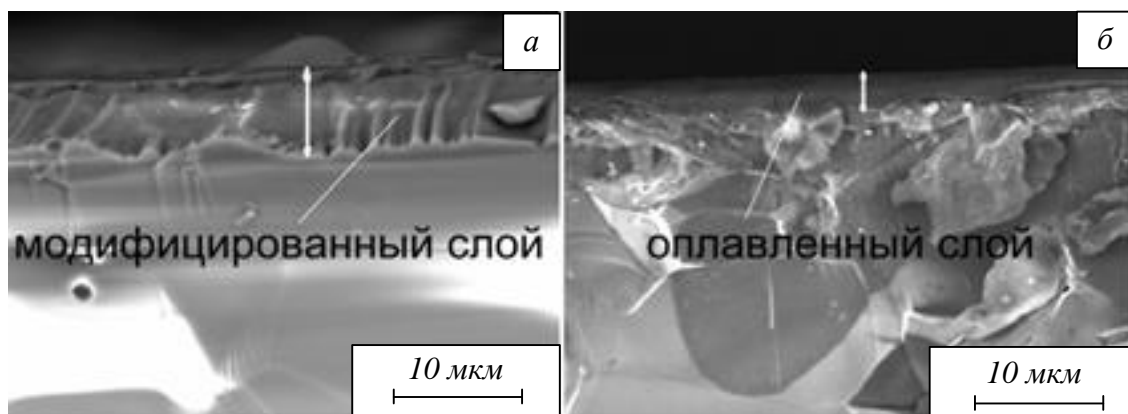


Рис. 4. Поперечный излом облученных образцов керамики из оксида алюминия:
 $a - j = 50 \text{ A/cm}^2, W = 1 \text{ Дж/см}^2; N = 100$; $б - j = 85 \text{ A/cm}^2, W = 1,5 \text{ Дж/см}^2, N = 30$
 Fig. 4. Transverse fracture of irradiated alumina ceramic samples:
 $a - j = 50 \text{ A/cm}^2, W = 1 \text{ Дж/см}^2; N = 100$; $б - j = 85 \text{ A/cm}^2, W = 1,5 \text{ Дж/см}^2, N = 30$

воздействии ИИИП, в результате чего материал не успевает остыть и рекристаллизоваться между импульсами.

Сравнительный анализ результатов СЭМ (рис. 5) поверхности керамики из ЧСДЦ показал, что обработка ИИИП при $j = 200 \text{ A/cm}^2$ и $W = (3,5 \text{ и } 5) \pm 5 \% \text{ Дж/см}^2$ приводит к возникновению градиента температур, который сопровождается сверхбыстрым плавлением с последующей рекристаллизацией поверхности. В результате наблюдается образование дефектов в виде кратеров и трещин (рис. 5, б). Воздействие вторым импульсом приводит к повторному нагреву и охлаждению поверхности материала. В результате повторного пережога и затвердевания происходит частичное «залечивание» крупных микротрещин и уменьшение числа кратеров.

Структурно-фазовый анализ

В исходном состоянии и после воздействия ИИИП керамика из ОА содержит фазу $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Воздействие ИИИП при различных параметрах пучка приводит к аналогичным изменениям при обработке керамики из ОА непрерывными ионными пучками (рис. 2, б), а именно, интенсивно-

стей рефлексов от систем плоскостей, микроскажений кристаллической решетки и области когерентного рассеяния в поверхностном слое на глубине около 30 мкм.

Показано (рис. 3, б), что керамические образцы из ЧСДЦ в исходном состоянии содержат только тетрагональную фазу. Воздействие ИИИП при плотности тока 200 A/cm^2 и плотности энергии $3,5 \text{ и } 5 \pm 5 \% \text{ Дж/см}^2$ приводит к формированию в поверхностном слое моноклинной фазы не более 13 и 18 %.

Микротвердость

Анализ результатов измерения микротвердости показал, что независимо от параметров ионного пучка обработка ИИИП приводит к повышению микротвердости поверхности керамики из ОА относительно исходного значения H_V (рис. 7).

Воздействие ИИИП при $j = 15 \text{ A/cm}^2$ и $W = 0,3 \text{ Дж/см}^2$ ($N = 20$) приводит к росту микротвердости приблизительно на 40 %. С увеличением количества импульсов N более 20 величина H_V практически не изменяется и выходит на насыщение (рис. 7, кривая 2).

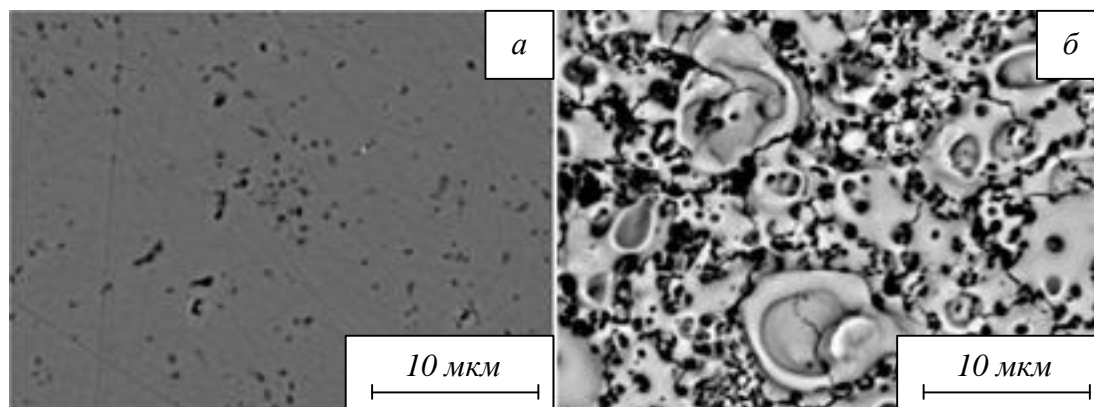


Рис. 5. Поверхность керамики из ЧСДЦ (вид сверху) до (а) и после (б) облучения ИИИП при $j = 200 \text{ A/cm}^2, W = 5 \text{ Дж/см}^2, N = 1$
 Fig. 5. Surface of PSZ ceramics (top view) before (a) and after (б) irradiation with ИИИП $j = 200 \text{ A/cm}^2, W = 5 \text{ Дж/см}^2, N = 1$

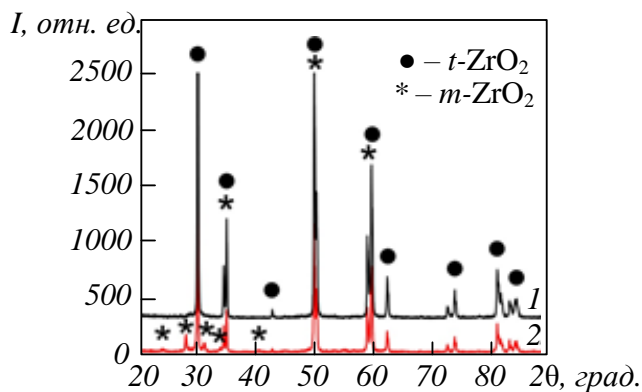


Рис. 6. Рентгенограммы керамики ЧСДЦ до и после ионной обработки:

1 – исходный образец; 2 – $j = 200 \text{ A/cm}^2$, $W = 5 \text{ Дж/см}^2$

Fig. 6. X-ray patterns of PSZ ceramics before and after ion treatment:

1 – initial sample; 2 – $j = 200 \text{ A/cm}^2$, $W = 5 \text{ Дж/см}^2$

Наибольший рост микротвердости (в 2,5 раз) наблюдается после обработки при $j = 50 \text{ A/cm}^2$ и $W = 1 \text{ Дж/см}^2$ ($N = 100$) (рис. 7, кривая 3). Микротвердость повышается за счет уменьшения размера зерен в поверхностном слое керамики в результате чередующихся процессов плавления и рекристаллизации (рис. 4, а).

Повышение плотности тока и плотности энергии до 85 A/cm^2 и $1,5 \text{ Дж/см}^2$ ($N = 3$) приводит к росту микротвердости приблизительно на 60 % (рис. 7, кривая 4). С увеличением количества импульсов N более 3 величина H_V уменьшается, но превышает исходное значение H_V (рис. 7, кривая 4). Резкое уменьшение значений H_V , вероятно, связано с тепловым воздействием ИИИП на поверхность керамики, в результате чего образуется сплошной слой после рекристаллизации, который содержит по всей глубине микротрещины (рис. 4, б).

Воздействие высокоэнергетическими ионными пучками (быстрыми тяжелыми ионами) на керамику из ЧСДЦ

Структурно-фазовый анализ

В исходном состоянии (рис. 8, а) керамические образцы из ЧСДЦ содержат тетрагональ-

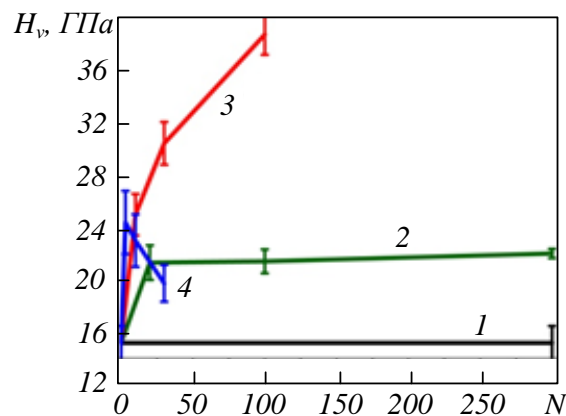


Рис. 7. Микротвердость керамики из ОА до (кривая 1) и после воздействия ИИИП (2 – $j = 15 \text{ A/cm}^2$, $W = 0,3 \text{ Дж/см}^2$; 3 – $j = 50 \text{ A/cm}^2$, $W = 1 \text{ Дж/см}^2$; 4 – $j = 85 \text{ A/cm}^2$, $W = 1,5 \text{ Дж/см}^2$)

Fig. 7. Microhardness of A ceramics before (curve 1) and after exposure to ИИИП (2 – $j = 15 \text{ A/cm}^2$, $W = 0,3 \text{ Дж/см}^2$; 3 – $j = 50 \text{ A/cm}^2$, $W = 1 \text{ Дж/см}^2$; 4 – $j = 85 \text{ A/cm}^2$, $W = 1,5 \text{ Дж/см}^2$)

ную фазу. Обработка быстрыми тяжелыми ионами (БТИ) при флюенсе от $5 \cdot 10^{11}$ до $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ оказывает влияние на положение пиков (рис. 8, б). Если до ионного воздействия (рис. 8, а) пики (110), (112), (200), (211) и (220) регистрировались в положении 35, 50, 51, 60 и 74° , то с ростом флюенса (рис. 8, б) происходит сдвиг положения рассматриваемых пиков на 1° в сторону уменьшения. Это говорит о том, что обработка БТИ вызывает перестройку кристаллической структуры керамики. Также замечено (рис. 8), что интенсивность и положение дифракционных пиков от плоскостей (101) и (102) после обработки ионами остаются неизменными.

На начальном этапе роста флюенса обработки (менее $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$) наблюдается увеличение параметров кристаллической решетки t -фазы, что может свидетельствовать о том, что в облученных образцах действуют сжимающие напряжения. При этом с ростом флюенса в облученном слое формируется двухфазное состояние: помимо исходной тетрагональной фазы t наблю-

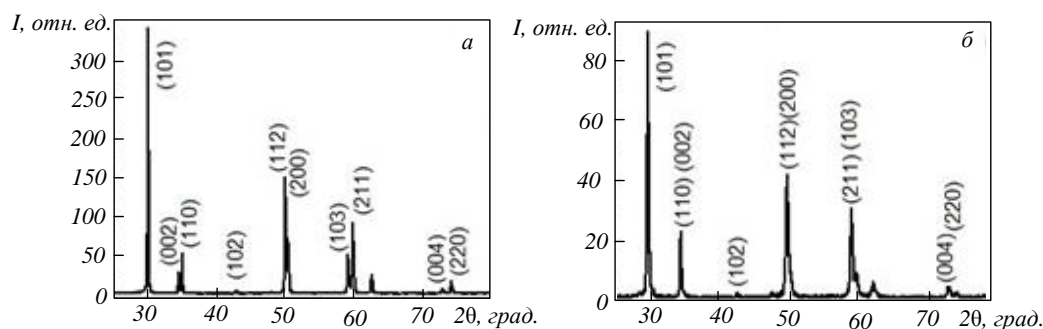
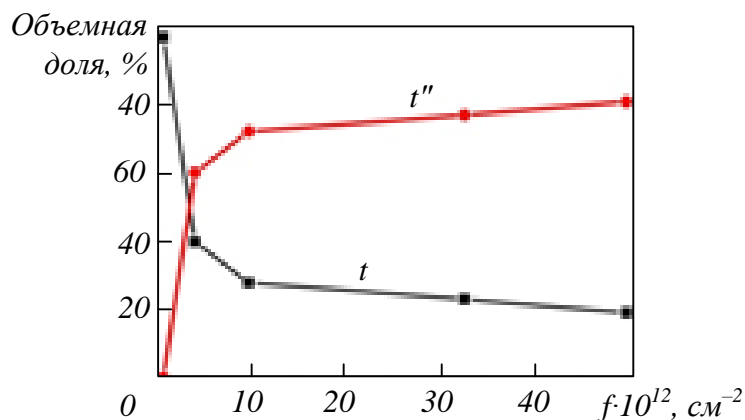


Рис. 8. Рентгенограммы керамики из ЧСДЦ: а – исходное состояние; б – $f = 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$
 Fig. 8. X-ray patterns of PSZ ceramics: а – initial state; б – $f = 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$

Рис. 9. Доля фаз t и t'' в ЧСДЦ в зависимости от флюенса обработкиFig. 9. The proportion of phases t and t'' in the PSZ depending on the treatment fluence

дается образование метастабильной фазы t'' (рис. 8, б), которая также относится к тетрагональной сингонии, но с существенно отличающимися от исходной структуры параметрами.

Доля фазы t'' непрерывно растет по мере увеличения флюенса обработки (рис. 9) и практически достигает насыщения при флюенсе примерно $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$.

Просвечивающая электронная микроскопия

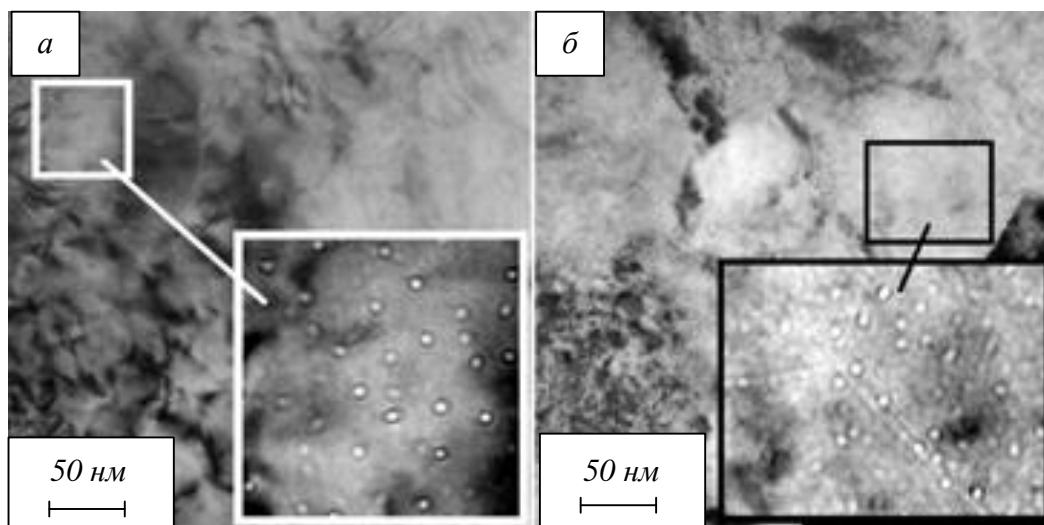
Результаты ПЭМ показали, что в случае обработки при флюенсе $5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (рис. 10, а) ионные треки в ЧСДЦ однородно распределены в области снимка, близость границ зерен не влияет на это распределение.

Наблюдается очень четкий контраст на изображении ПЭМ, что указывает на значительное снижение плотности материала внутри одиночных треков (рис. 10, а).

На рис. 10, б видно, что треки, которые появились после воздействия ионами при флюенсе $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ также как и для меньшего флюенса

(рис. 10, а) имеют пониженную плотность. При этом их количество на единицу площади в центральной части зерен значительно меньше, чем у границ зерен, в отличие от результатов на рис. 10, а. При флюенсе $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ доля фазы t'' составляет около 60 % (рис. 9). Следовательно, присутствие этой фазы значительно меняет реакцию керамики на воздействие БТИ.

Таким образом, анализируя результаты РФА (рис. 8, 9) и ПЭМ (рис. 10), можно сделать вывод о том, что различие в морфологии треков вблизи границ и внутри зерен, наблюдаемое при увеличении флюенса ионов, может быть объяснено за счет образования значительной доли фазы t'' (до 80 %). Из полученных данных следует, что фаза t'' обладает иным структурным откликом на облучение БТИ по сравнению с тетрагональной фазой t , и может быть более схожа с фазой $c\text{-ZrO}_2$, в которой практически не наблюдаются структурные эффекты ионизации, вызываемые БТИ.

Рис. 10. Недофокусированные снимки ПЭМ в светлом поле образцов ЧСДЦ, облученных до флюенса $5 \cdot 10^{11}$ (а) и $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (б)Fig. 10. Underfocused TEM images in the bright field of PSZ samples irradiated to a fluence of $5 \cdot 10^{11}$ (а) and $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (б)

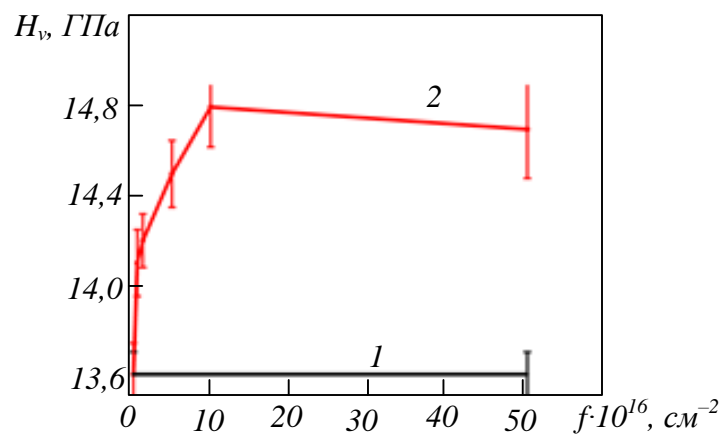


Рис. 11. Микротвердость поверхности ЧСДЦ до (кривая 1) и после (кривая 2) обработки БТИ
 Fig. 11. Microhardness of the PSZ surface before (curve 1) and after (curve 2) FHI treatment

Микротвердость

Результаты исследований микротвердости керамики после ионного воздействия в зависимости от флюенса представлены на рис. 11. Видно, что увеличение флюенса обработки от $5,04 \cdot 10^{11}$ до 10^{13} см^{-2} приводит к постепенному росту микротвердости поверхности керамики, которая выходит на насыщение при флюенсе примерно 10^{13} см^{-2} . Обработка при флюенсе $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ приводит к небольшому снижению H_v в поверхностном слое ЧСДЦ (рис. 11), но при этом H_v превышает исходное значение необлученных образцов примерно на 8 %. Рост H_v по мере увеличения флюенса от $5,04 \cdot 10^{11}$ до 10^{13} см^{-2} можно объяснить образованием поврежденных областей при прохождении ионов. Наблюдаемые с помощью ПЭМ треки представляют собой дефектные области с пониженной плотностью, которые могут выступать стопорами дислокаций. Подобный механизм радиационного упрочнения наблюдается практически во всех типах материалов при облучении тяжелыми ионами [19].

Сжимающие напряжения увеличивают твердость, поэтому сжимающие напряжения, вызванные ионным воздействием, можно рассматривать как один из факторов, приводящих к радиационному упрочнению ЧСДЦ [20, 21].

Кроме того, имеется явная корреляция зависимости микротвердости от флюенса (рис. 11) и объемной доли фазы t'' в облученных образцах (рис. 9), значительное изменение обеих характеристик при малых флюенсах и выход на насыщение при флюенсе около $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Это свидетельствует о влиянии генерируемой фазы t'' на радиационное упрочнение исследуемых образцов ЧСДЦ. Следует отметить, что фаза t'' изначально обладает более высокими прочностными свойствами по сравнению с фазами c и t [22, 23].

Понижение H_v (рис. 11) при увеличении флюенса (более 10^{13} см^{-2}), вероятно, связано с

двумя факторами: во-первых, согласно результатам ПЭМ (рис. 10), треки в образцах с большей долей фазы t'' проявляются слабее, следовательно, вклад радиационных повреждений в упрочнение может уменьшаться; во-вторых, снижение доли фазы t (рис. 9) с ростом флюенса может приводить к уменьшению вклада трансформационного упрочнения.

Выводы

Обработка керамики из ЧСДЦ и ОА непрерывными ионными пучками при энергии 30 кэВ приводит к упрочнению поверхностного слоя на глубине, которая превышает глубину имплантации ионов. В результате воздействия на керамику из ЧСДЦ непрерывными ионными пучками при энергии 30 кэВ в поверхностном слое формируется моноклинная фаза. Обработка керамики из ЧСДЦ и ОА интенсивными импульсными ионными пучками при плотности тока 50 и 85 А/см² и плотности энергии 1,0 и 1,5 Дж/см² приводит к плавлению и последующей кристаллизации поверхностного слоя. В результате воздействия импульсного ионного пучка при плотности тока 50 А/см² и плотности энергии 1 Дж/см² в облученном слое керамики из ОА формируется микроструктура «столбчатого типа», характеризующаяся более мелким размером зерен по сравнению с зернами в объеме керамики. Наблюдается упрочнение поверхностного слоя керамики из ОА. Воздействие высокоэнергетическими ионными пучками (быстрыми тяжелыми ионами) на керамику из ЧСДЦ приводит к следующим изменениям: формированию в облученном слое двухфазного состояния (исходная тетрагональная фаза t и метастабильная фаза t''), образованию ионных треков, упрочнению керамики.

Установлено, что для рассмотренных видов ионного воздействия характерно формирование

новых приповерхностных состояний оксидной керамики, характеризующихся измененными механическими и функциональными свойствами по сравнению с объемными слоями. Ионную обработку следует считать перспективной для получения градиентных керамических структур.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зацепин Д.А., Чолах С.О., Вайнштейн И.А. Ионная модификация функциональных материалов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УРФУ. 2014. 106 с.
2. Рябчиков А.И. Ускорители заряженных частиц и другие излучательные установки НИИЯФ и их использование в науке и технологиях // Известия Томского политехнического университета. 2000. Т. 303. № 1. С. 17–43.
3. Ivanov Y., Gromov V., Konovalov S., Efimov M., Shliarova Y., Panchenko I. Effect of electron-beam treatment on the structure and properties of (B + Cr) film deposited on a high-entropy alloy AlCrFeCoNi // *Materials Letters*. 2023. Vol. 335. Article 133704. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.133704>
4. Wang M., Konovalov S., Dai F., Chen X. Influence of process parameters on laser shock processing effect of aero-engine blades // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2022. No. 16. P. 1208–1220. <https://doi.org/10.1134/S102745102206043X>
5. Was G.S. *Fundamentals of Radiation Materials Science: metals and alloys*. Springer. 2016. Article 1002. <https://doi.org/10.1007/978-3-540-49472-0>
6. Dey S., Drazin J., Wang Y., Valdez J.A., Holesinger T.G., Uberuaga B.P., Castro R.H.R. Radiation Tolerance of Nanocrystalline Ceramics: Insights from Ytria Stabilized Zirconia // *Scientific Reports*. 2015. Vol. 5. P. 7746. <https://doi.org/10.1038/srep07746>
7. Balogh A.G. Irradiation induced defect formation and phase transition in nanostructured ZrO₂ // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*. 2012. Vol. 282. P. 48–58. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2011.08.063>
8. Sickafus K.E., Wetteland C.J., Baker N.P., Yu N., Devanathan R., Nastasi M., Bordes N. A comparison between the irradiation damage response of spinel and zirconia due to Xe ion bombardment // *Mater. Sci. Eng. A*. 1998. Vol. 253. P. 78–85. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00712-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00712-6)
9. Haowen Zhong, Jie Zhang, Jie Shen, Guoying Lianga, Shijian Zhang, Mofei Xu, Xiao Yu, Sha Yan, Remnev G.E., Xiaoyun Le. Dynamic mechanism of crater formation induced by inclusion during intense pulsed ion beam irradiation // *Vacuum*. 2020. Vol. 179. P.109541. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109541>
10. Гынгазов С.А., Васильев И.П., Суржиков А.П., Франгулян Т.С., Чернявский А.В. Ионная обработка циркониевой керамики мощными импульсными пучками // *Журнал Технической Физики*. 2015. Т. 85. № 1. С. 132–137.
11. Benyagoub A. Phase transformations in oxides induced by swift heavy ions // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B. Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2006. Vol. 245. No. 1. P. 225–230.
12. O'Connell J.H., Lee M.E., Skuratov V.A., Rymzhanov R.A. SHI induced tetragonal tracks in natural zirconia // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2020. Vol. 473. P. 1–5. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2020.04.002>
13. Gavrilo N.V., Mesyats G.A., Nikulin S.P., Radkovskii G.V., Eklind A., Perry A.J., Treglio J.R. New broad beam gas ion source for industrial application // *Journal of Vacuum Science & Technology A* 14. 1996. Vol. 14. P. 1050–1055. <https://doi.org/10.1116/1.580132>
14. Remnev G.E., Isakov I.F., Opekounov M.S., Matvienko V.M., Ryzhkov V.A., Struts V.K., Grushin I.I., Zakoutayev A.N., Potyomkin A.V., Tarbokov V.A., Pushkaryov A.N., Kutuzov V.L., Ovsyannikov M.Yu. High intensity pulsed ion beam sources and their industrial applications // *Surface and Coatings Technology*. 1999. Vol. 114. P. 206–212. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00058-4](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00058-4)
15. Zhu X.P., Lei M.K., Ma T.C. Characterization of a high-intensity bipolar-mode pulsed ion source for surface modification of materials // *Rev. Sci. Instrum.* 2002. Vol. 73. P. 1728–1733. <https://doi.org/10.1063/1.1455137>
16. ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 Национальный стандарт Российской Федерации. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Москва: Стандартинформ. 2008, 20 с.
17. Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах. Томск: НТЛ. 2004. 328 с.
18. Ovchinnikov V.V. Nanoscale dynamic and long-range effects under cascade-forming irradiation // *Surface and Coatings Technology*.

2018. Vol. 355. P. 65–83. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.03.084>
19. O'Connell J.H., Rymzhanov R.A., Skuratov V.A., Volkov A.E., Kirilkin N.S. Latent tracks and associated strain in Al₂O₃ irradiated with swift heavy ions // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B Beam*. 2016. Vol. 374. P. 97–101. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2015.09.067>
 20. Huber N., Heerens J. On the effect of a general residual stress state on indentation and hardness testing // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. No. 20. P. 6205–6213. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.08.029>
 21. Wang L., Bei H., Gao Y.F., Lu Z.P., Nieh T.G. Effect of residual stresses on the hardness of bulk metallic glasses // *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. No. 7. P. 2858–2864. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.01.025>
 22. Song N., Wang Z. Yan Xing, Mengfei Zhang, Peng Wu, Feng Qian, Jing Feng, Longhao Qi, Chunlei Wan, Wei Pan. Evaluation of phase transformation and mechanical properties of metastable yttria-stabilized zirconia by nanoindentation // *Materials*. 2019. Vol. 12. No. 10. P. 1677. <https://doi.org/10.3390/ma12101677>
 23. Wang K., Zhao M., Ren X., Pan W. High temperature mechanical properties of zirconia metastable t'-Phase degraded yttria stabilized zirconia // *Ceramics International*. 2019. Vol. 45. P. 17376–17381. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.297>
- REFERENCES**
1. Zatsepin D.A., Choloh S.O., Weinstein I.A. *Ion modification of functional materials*. Yekaterinburg: GOU VPO URFU, 2014, 106. (In Russ.).
 2. Ryabchikov A.I. Charged particle accelerators and other NINIP radiation installations and their use in science and technology. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*. 2000, vol. 303, no. 1, pp. 17–43. (In Russ.).
 3. Ivanov Y., Gromov V., Konovalov S., Efimov M., Shliarova Y., Panchenko I. Effect of electron-beam treatment on the structure and properties of (B + Cr) film deposited on a high-entropy alloy AlCrFeCoNi. *Materials Letters*. 2023, vol. 335, pp. 133704. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.133704>
 4. Wang M., Konovalov S., Dai F., Chen X. Influence of process parameters on laser shock processing effect of aero-engine blades. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2022, no. 16, pp. 1208–1220. <https://doi.org/10.1134/S102745102206043X>
 5. Was G.S. *Fundamentals of Radiation Materials Science: metals and alloys*. Springer, 2016, article 1002. <https://doi.org/10.1007/978-3-540-49472-0>
 6. Dey S., Drazin J., Wang Y., Valdez J.A., Holesinger T.G., Uberuaga B.P., Castro R.H.R. Radiation Tolerance of Nanocrystalline Ceramics: Insights from Yttria Stabilized Zirconia. *Scientific Reports*. 2015, vol. 5, pp. 7746. <https://doi.org/10.1038/srep07746>
 7. Balogh A.G. Irradiation induced defect formation and phase transition in nanostructured ZrO₂. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*. 2012, vol. 282, pp. 48–58. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2011.08.063>
 8. Sickafus K.E., Wetteland C.J., Baker N.P., Yu N., Devanathan R., Nastasi M., Bordes N. A comparison between the irradiation damage response of spinel and zirconia due to Xe ion bombardment. *Mater. Sci. Eng. A*. 1998, vol. 253, pp. 78–85. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00712-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00712-6)
 9. Haowen Zhong, Jie Zhang, Jie Shen, Guoying Lianga, Shijian Zhang, Mofei Xu, Xiao Yu, Sha Yan, Remnev G.E., Xiaoyun Le. Dynamic mechanism of crater formation induced by inclusion during intense pulsed ion beam irradiation. *Vacuum*. 2020, vol. 179, pp. 109541. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109541>
 10. Gyngazov S.A., Vasiliev I.P., Surzhikov A.P., Frangulyan T.S., Chernyavsky A.V. Ion treatment of zirconium ceramics with powerful pulse beams. *Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki*. 2015, vol. 85, no. 1, pp. 132–137. (In Russ.).
 11. Benyagoub A. Phase transformations in oxides induced by swift heavy ions. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B. Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2006, vol. 245, no. 1, pp. 225–230.
 12. O'Connell J.H., Lee M.E., Skuratov V.A., Rymzhanov R.A. SHI induced tetragonal tracks in natural zirconia. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2020, vol. 473, pp. 1–5. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2020.04.002>
 13. Gavrilov N.V., Mesyats G.A., Nikulin S.P., Radkovskii G.V., Eklind A., Perry A.J., Treglio J.R. New broad beam gas ion source for industrial application. *Journal of Vacuum Science & Technology A* 14. 1996, vol. 14, pp. 1050–1055. <https://doi.org/10.1116/1.580132>
 14. Remnev G.E., Isakov I.F., Opekounov M.S., Matvienko V.M., Ryzhkov V.A., Struts V.K., Grushin I.I., Zakoutayev A.N., Potyomkin A.V.,

- Tarbokov V.A., Pushkaryov A.N., Kutuzov V.L., Ovsyannikov M.Yu. High intensity pulsed ion beam sources and their industrial applications. *Surface and Coatings Technology*. 1999, vol. 114, pp. 206–212. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00058-4](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00058-4)
15. Zhu X.P., Lei M.K., Ma T.C. Characterization of a high-intensity bipolar-mode pulsed ion source for surface modification of materials. *Rev. Sci. Instrum.* 2002, vol. 73, pp. 1728–1733. <https://doi.org/10.1063/1.1455137>
 16. GOST R ISO 6507-1–2007 *National Standard of the Russian Federation. Metals and alloys. Vickers hardness measurement*. Moscow: Standardinform. 2008, 20. (In Russ.).
 17. Didenko A.N., Sharkeev Yu.P., Kozlov E.V., Ryabchikov A.I. *Long-range effects in ion-implanted metal materials*. Tomsk: NTL, 2004, 328 p. (In Russ.).
 18. Ovchinnikov V.V. Nanoscale dynamic and long-range effects under cascade-forming irradiation. *Surface and Coatings Technology*. 2018, vol. 355, pp. 65–83. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.03.084>
 19. O’Connell J.H., Rymzhanov R.A., Skuratov V.A., Volkov A.E., Kirilkin N.S. Latent tracks and associated strain in Al₂O₃ irradiated with swift heavy ions. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B Beam*. 2016, vol. 374, pp. 97–101. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2015.09.067>
 20. Huber N., Heerens J. On the effect of a general residual stress state on indentation and hardness testing. *Acta Mater.* 2008, vol. 56, no. 20, pp. 6205–6213. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.08.029>
 21. Wang L., Bei H., Gao Y.F., Lu Z.P., Nieh T.G. Effect of residual stresses on the hardness of bulk metallic glasses. *Acta Mater.* 2011, vol. 59, no. 7, pp. 2858–2864. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.01.025>
 22. Song N., Wang Z. Yan Xing, Mengfei Zhang, Peng Wu, Feng Qian, Jing Feng, Longhao Qi, Chunlei Wan, Wei Pan. Evaluation of phase transformation and mechanical properties of metastable yttria-stabilized zirconia by nanoindentation. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 10, pp. 1677. <https://doi.org/10.3390/ma12101677>
 23. Wang K., Zhao M., Ren X., Pan W. High temperature mechanical properties of zirconia metastable t'-Phase degraded yttria stabilized zirconia. *Ceramics International*. 2019, vol. 45, pp. 17376–17381. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.297>

Сведения об авторах

Сергей Анатольевич Гынгазов, д.т.н., ведущий научный сотрудник проблемной научной исследовательской лаборатории электроники, диэлектриков и полупроводников, Национальный исследовательский Томский политехнический университет.

E-mail: ghyngazov@tpu.ru

ORCID: 0000-0002-2524-9238

Валерия Александровна Болтуева, к.т.н., младший научный сотрудник проблемной научной исследовательской лаборатории электроники, диэлектриков и полупроводников, Национальный исследовательский Томский политехнический университет.

E-mail: kostenkova@tpu.ru

ORCID: 0000-0001-8128-9042

Information about the authors

Sergei A. Ghyngazov, Dr. Sci. (Tech.), Leading Researcher of the Problematic Research Laboratory of Electronics, Dielectrics and Semiconductors, National Research Tomsk Polytechnic University.

E-mail: ghyngazov@tpu.ru

ORCID: 0000-0002-2524-9238

Valeriia A. Boltueva, Ph.D., Junior Researcher at the Problem Research Laboratory of Electronics, Dielectrics and Semiconductors, National Research Tomsk Polytechnic University.

E-mail: kostenkova@tpu.ru

ORCID: 0000-0001-8128-9042

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 12.04.2023

После доработки 25.04.2023

Принята к публикации 27.04.2023

Received 12.04.2023

Revised 25.04.2023

Accepted 27.04.2023

Оригинальная статья

УДК 004.942.001.57

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-40-50

**ИССЛЕДОВАНИЕ УДЕЛЬНОЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ И ИЗМЕНЕНИЙ
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АЖ5К10,
МОДИФИЦИРОВАННОГО БАРИЕМ**

© 2023 г. И. Н. Ганиев¹, Ф. Холмуродов², А. Г. Сафаров², А. Х. Хакимов¹, У. Ш. Якубов¹

¹Институт химии им. В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана (Республика Таджикистан, 734063, Душанбе, пр. Айни, 299/2)

²Физико-технический институт им. С.У. Умарова Национальной академии наук Таджикистана (Республика Таджикистан, 734063, Душанбе, пр. Айни, 299/1)

Аннотация. В современных материалах для обеспечения необходимого ресурса и надежности работы изделий авиационно-космической техники, машиностроения, атомной энергетики, радиотехники, электроники и т.д. должны сочетаться высокие свойства и качества. Особое значение приобретают производство и использование алюминия и его сплавов, которые обладают высокой коррозионной стойкостью, механической прочностью и другими специфическими свойствами. В работе представлены результаты исследования теплофизических свойств и термодинамических функций алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием. Для измерения удельной теплоемкости сплавов использован метод сравнения скоростей охлаждения двух образцов, позволяющий с достоверной точностью определять температуру, а также применяется зависимость теплоемкости веществ от температуры. Исследования проведены в режиме «охлаждения». Температурная зависимость удельной теплоемкости и изменения термодинамических функций алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, изучены в интервале температур 300 – 800 К. Показано, что с увеличением концентрации бария теплоемкость и коэффициент теплоотдачи алюминиевого сплава АЖ5К10 уменьшаются, а с увеличением температуры растут. Установлено, что с ростом температуры энтальпия и энтропия сплавов увеличиваются, значение энергии Гиббса уменьшается.

Ключевые слова: алюминиевый сплав АЖ5К10, барий, теплоемкость, коэффициент теплоотдачи, режим «охлаждения», энтальпия, энтропия, энергия Гиббса

Для цитирования: Ганиев И.Н., Холмуродов Ф., Сафаров А.Г., Хакимов А.Х., Якубов У.Ш. Исследование удельной теплоемкости и изменений термодинамических функций алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 40–50. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-40-50](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-40-50)

Original article

**INVESTIGATION OF THE SPECIFIC HEAT CAPACITY AND CHANGES
IN THE THERMODYNAMIC FUNCTIONS OF THE AZH5K10 ALUMINUM ALLOY
MODIFIED WITH BARIUM**

© 2023 I. N. Ganiev¹, F. Kholmurodov², A. G. Safarov², A.Kh. Khakimov¹, U. Sh. Yakubov¹

¹Institute of Chemistry of the National Academy of Sciences of Tajikistan (299/2, Aini ave., Dushanbe, 734063, Republic of Tajikistan)

²Physico-Technical Institute named after S.U. Umarov of the National Academy of Sciences of Tajikistan (299/1, Aini Ave., Dushanbe, 734012, Republic of Tajikistan)

Abstract. Modern materials must combine high properties and qualities to ensure the necessary service life and reliability of the products of aerospace technology, mechanical engineering, nuclear energy, radio engineering, electronics, etc. In this regard, the production and use of aluminum and its alloys, which have high corrosion resistance, mechanical strength and other specific properties, is of particular importance. The paper presents the results of a study of the thermophysical properties and thermodynamic functions of the aluminum alloy AZh5K10 with barium. To measure the specific heat capacity of the alloys, a method was used to compare the cooling rates of two samples, which makes it possible to determine the temperature with reliable accuracy, as well as the dependence of the heat capacity of substances on temperature. The studies were carried out in the “cooling” mode. The temperature dependence of the specific heat capacity and changes in the thermodynamic functions of the aluminum alloy AZh5K10 with barium was carried out in the temperature range 300 - 800 K. It is shown that with an increase in the concentration of barium, the heat capacity and heat transfer coefficient of the aluminum alloy AZh5K10 decrease, and increase with temperature. It has been found that the enthalpy and entropy of the alloys increase with increasing temperature, and the value of the Gibbs energy decreases.

Keywords: aluminum alloy AZh5K10, barium, heat capacity, heat transfer coefficient, “cooling” mode, enthalpy, entropy, Gibbs energy

For citation: Ganiev I.N., Kholmurodov F., Safarov A.G., Khakimov A.Kh., Yakubov U.Sh. Investigation of the specific heat capacity and changes in the thermodynamic functions of the AZh5K10 aluminum alloy modified with barium. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 40–50. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-40-50](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-40-50)

Введение

Особый интерес для современного машиностроения представляют высокопрочные литейные алюминиевые сплавы со свойствами идентичных деформируемых сплавов. Основным фактором, определяющим механические и технологические свойства литейного сплава, является состав, в том числе содержания вредных примесей и газов, зависящие от технологии плавки, состава исходных материалов и флюсов [1, 2].

Разработка новых конструкционных материалов на основе сплавов алюминия с малыми добавками модифицирующих элементов, обладающих повышенными показателями коррозионной устойчивости, является требованием времени и новой техники. Большой интерес к сплавам системы Al – Fe связан с высоким (5 – 6 %) содержанием во вторичном алюминии железа и тем, что этот сплав из-за низких прочностных характеристик в настоящее время не находит широкого применения [3].

Существенное влияние на качество сплава оказывают примеси железа в алюминии, с ростом их количества значительно ухудшается коррозионная стойкость. При этом уменьшаются электропроводность и пластичность, повышается прочность сплава. Такой металл по примесям не укладывается в рамки требований ГОСТ Р55375 – 2012 на первичный алюминий и не находит потребителя, за исключением того, что используется для раскисления и дегазации стали [4]. Именно поэтому разработка прецизионных сплавов на основе некондиционного алюминия путем его легирования третьим элементом является актуальной задачей. Подобный подход позволяет превратить некондиционный металл в нужный и полезный про-

дукт. Иногда, для блокировки отрицательного влияния железа, сплавы легируют марганцем в количестве 0,5 – 1,0 %. В фазе $FeAl_3$ до 1/10 части атомов железа может замещаться атомами марганца. В результате образуется новая фаза $(Fe, Mn)Al_3$, кристаллы которой отличаются более компактной формой в отличие от игольчатой структурой фазы $FeAl_3$ [5 – 7].

Для изменения формы кристаллов интерметаллида в эвтектике ($\alpha-Al + FeAl_3$), то есть ее модификации в качестве модифицирующего элемента выбран металлический барий как поверхностно активный компонент тройного сплава. Подобный подход позволяет разработать новые композиции сплавов на основе алюминия.

Выбор исходного сплава АЖ5К10 (Al + 5 % Fe + 10 % Si) (здесь и далее % по массе) объясняется тем, что этот сплав состоит из двойных и тройных эвтектик ($\alpha-Al + FeAl_3$) и ($\alpha-Al + Si + FeSiAl_5$), которые примыкают к алюминиевому углу системы Al – Fe – Si и плавятся при температуре 670 – 727 °C [6, 7].

Одной из важнейших характеристик сплавов является теплоемкость. Знание теплоемкости позволяет решать насущные задачи фундаментальной термодинамики конденсированных сред, которые до сих пор остаются нерешенными. Особенно это важно с научно-технической точки зрения. Такие сведения позволяют определять области практического использования новых материалов на основе алюминия с лучшими и принципиально новыми физическими свойствами [8 – 14].

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния добавки бария на температурную зависимость теплоемкости и термодинамические функции алюминиевого сплава АЖ5К10, предназначенного в качестве анодного материала при литье протекторов для защиты от коррозии стальных конструкций.

Материалы, теория метода и описание установки

Сплав алюминия АЖ5К10, модифицированного бариом, получали в шахтной лабораторной печи сопротивления типа СПОЛ при температуре 750–800 °С путем добавления в расплав алюминия расчетного количества ингредиентов железа, кремния и бария марки Ba1 (98,49 % Ba, ГОСТ 860–75). Химический анализ полученных сплавов осуществляли в Центральной заводской лаборатории Таджикской алюминиевой компании ОАО «ТалКо» (г. Турсунзаде, Республика Таджикистан). Взвешиванием контролировали массу шихты и полученных сплавов. В случае отклонения массы сплавов более чем на 2 % (отн.) синтез сплавов проводили заново.

Из полученных таким образом расплавов в металлический кокиль отливали цилиндрические образцы диаметром 16 мм и длиной 30 мм для исследования теплоемкости.

Один из методов определения теплоемкости материалов заключается в сравнении кривых охлаждения двух образцов, один из которых (с известной теплоемкостью) служит эталоном [15–19].

Физические основы применяемого метода измерения состоят в следующем. Теплопередача образцов при охлаждении обусловлена теплопроводностью окружающей среды, конвекцией и излучением. Для первых двух процессов (теплопроводности среды и конвекции) считается, что тепловой поток J от нагретого тела пропорционален разности между температурой поверхности образца T и температурой окружающей среды T_0 (закон Ньютона–Рихмана):

$$J = \alpha(T - T_0) \quad (1)$$

где α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(К·м²).

Коэффициент теплоотдачи α зависит от большого количества параметров и для него невозможно дать общую формулу, поэтому на практике коэффициент теплоотдачи определяется экспериментально.

Температура при охлаждении тела будет спадать по экспоненте, если теплоемкость и коэффициент теплоотдачи постоянны, а окружающая среда бесконечна и однородна. Действительно, уравнение теплового баланса

$$dQ = -Jdt \quad (2)$$

имеет вид

$$c_p^0 mdT = -\alpha(T - T_0) dt, \quad (3)$$

где Q – количество теплоты; t – время охлаждения; c_p^0 – удельная теплоемкость тела; m – масса тела.

Решение данного уравнения имеет вид

$$T(t) = (T - T_0)e^{-\frac{t}{\tau}} + T_0, \quad (4)$$

где T_0 – начальная температура; $\tau = mc_p^0/\alpha S$ – время тепловой релаксации; c_p^0 – теплоемкость; S – площадь поверхности тела.

При условии выполнения всех вышеуказанных требований теплоемкость материала образца определяется из полученного по термограмме значения параметра релаксации τ . Поскольку величина α не известна, параллельные измерения необходимо выполнить и с эталонным образцом с известной теплоемкостью и теми же размерами, при этом условия охлаждения должны быть идентичными. Допуская, что коэффициент α у обоих образцов одинаков, теплоемкость измеряемого материала можно найти по формуле

$$c_x^0 = c_3^0 \frac{m_3 \tau_3}{m_x \tau_x} \quad (5)$$

где c_3^0 – теплоемкость эталонного материала; m_x и m_3 – массы исследуемого и эталонного образцов; $\tau_x = (dT/dt)_2$ и $\tau_3 = (dT/dt)_1$ – измеренное время тепловой релаксации для исследуемого образца и эталона.

При использовании данного метода приняты допущения:

- постоянство значений c_x , c_3 и α при изменении температуры;
- охлаждение в бесконечной среде;
- температуры образцов, при которых можно пренебречь излучением по сравнению с теплопроводностью и конвекцией.

Разбив термограмму на узкие интервалы температур, в которых теплоемкости и коэффициент α можно считать постоянными, можно определить зависимости c_x и c_3 от температуры. При этом для каждого температурного интервала находят свои параметры тепловой релаксации $\tau_x(T)$ и $\tau_3(T)$, которые и используются для расчета $c_x(T)$ [17, 19].

В настоящей работе определены средние теплоемкости по всему измеренному интервалу температур. Для всех образцов коэффициенты теплопередачи α предполагаются одинаковыми.

Далее строят кривые охлаждения эталона и исследуемых образцов, которые используются для определения времени тепловой релаксации τ_x и τ_3 . Кривая охлаждения, то есть термограмма, представляет собой зависимость температуры образца от времени его охлаждения в неподвижном воздухе.

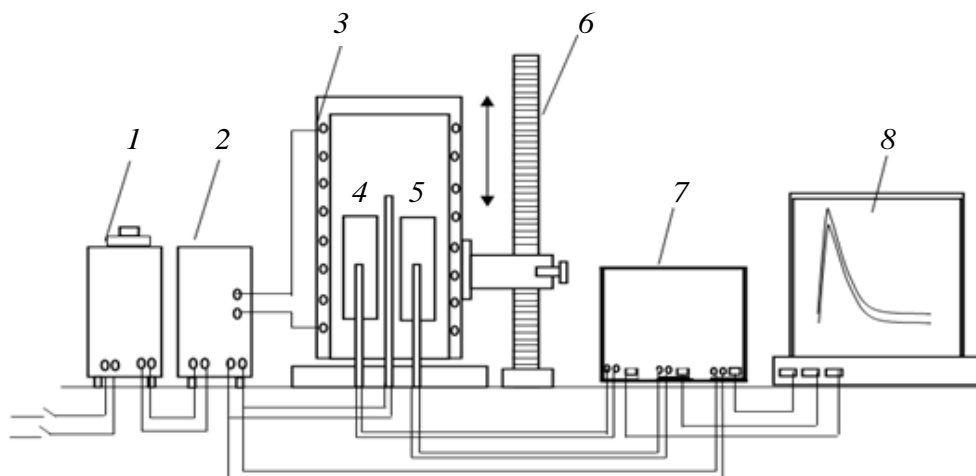


Рис. 1. Схема установки для определения теплоемкости твердых тел в режиме «охлаждения»:
 1 – автотрансформатор; 2 – терморегулятор; 3 – электропечь; 4 – исследуемый образец; 5 – эталон;
 6 – стойка электропечи; 7 – цифровой термометр; 8 – регистрационный прибор
 Fig. 1. Scheme of installation for determining the heat capacity of solids in the "cooling" mode:
 1 – autotransformer; 2 – thermometer; 3 – electric furnace; 4 – measured sample; 5 – reference standard;
 6 – electric furnace rack; 7 – digital thermometer of the measured sample; 8 – registration device

Измерение теплоемкости проводили по методике, описанной в работах [20 – 23]. Схема установки представлена на рис. 1. Установка состоит из электропечи 3, которая смонтирована на стойке 6 и может перемещаться вверх и вниз (стрелкой показано направление перемещения). Образец 4 и эталон 5 (которые тоже могут перемещаться) представляют собой цилиндры длиной 30 мм диаметром 16 мм. С одного конца образцов высверлены каналы, в которые вставляются термопары. К цифровым многоканальным термометрам 7, подсоединенным к компьютеру 8, подведены концы термопар.

Теплоемкость сплава алюминия АЖ5К10, модифицированного барием, измеряли в режиме «охлаждения». В качестве эталона использовали медь особой степени чистоты марки М00 (99,999 % Cu), полученной зонной очисткой. Построение графиков и обработку результатов измерений проводили с помощью программ «MS Excel» и «SigmaPlot». Величина коэффициента корреляции составила 0,998. Временной интервал фиксации температуры выбран 10 с. Относительная погрешность измерения температуры в интервале от 40 до 400 °С составляла $\pm 1\%$, при более высоких температурах ($> 400\text{ °С}$) $\pm 2,5\%$. В рассматриваемом случае погрешность измерения теплоемкости не превышала 1 %.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Графики температуры охлаждения изучаемых образцов из сплавов АЖ5К10, модифицированных барием, от времени представлены на рис. 2, а. Процесс охлаждения для всех образцов достаточно

идентичен, температуры уменьшаются. При охлаждении на кривых для образцов из сплава АЖ5К10, модифицированного барием, не обнаружены термические явления, связанные с фазовым переходом или превращением.

Кривые охлаждения сплавов (рис. 2, а) описываются уравнением типа

$$T = ae^{-bt} + pe^{-kt}, \quad (6)$$

где a, b, p, k – постоянные величины для данного образца; τ – время охлаждения.

Расчет скорости охлаждения образцов проводили по уравнению

$$\frac{dT}{dt} = -abe^{-bt} - pke^{-kt}. \quad (7)$$

Обработкой кривых скоростей охлаждения образцов из сплавов экспериментально установлены значения коэффициентов a, b, p, k, ab, pk в уравнении (7), которые представлены в табл. 1.

Для определения удельной теплоемкости алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, использовали формулу (5).

Компьютерной обработкой температурных зависимостей теплоемкости отдельно взятых сплавов получены полиномы температурной зависимости удельной теплоемкости сплава АЖ5К10, модифицированного барием:

$$c_p^0 = a + bT + cT^2 + dT^3. \quad (8)$$

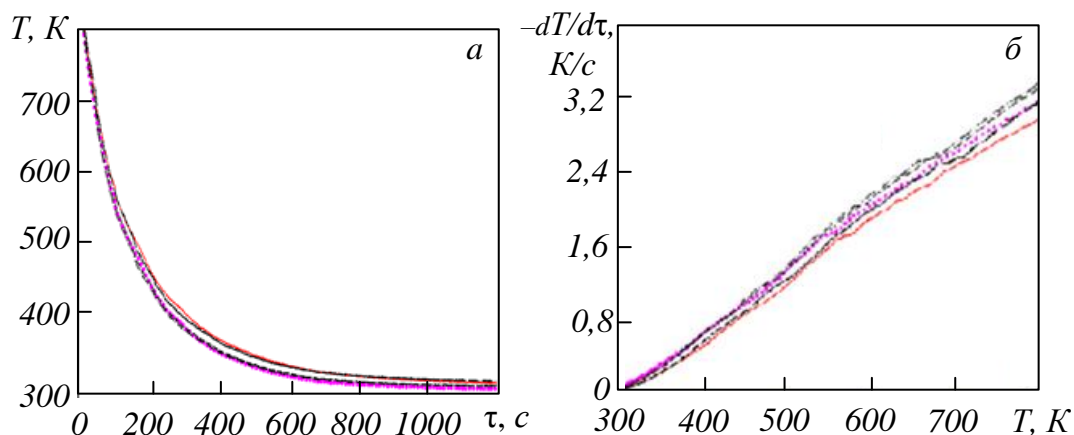


Рис. 2. Зависимость температуры образцов от времени охлаждения (а) и скорости охлаждения от температуры (б) для образцов из алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, и эталона (Cu марки М00):

— эталон (Cu марки М00); ····· — сплав АЖ5К10; - - - - - сплав АЖ5К10 + 0,05 % Ва;
 - · - · - · - АЖ5К10 + 0,10 % Ва; — — — — — АЖ5К10 + 0,50 % Ва; - · - · - · - АЖ5К10 + 1,00 % Ва

Fig. 2. Dependence of the temperature of the samples on the cooling time (a) and the cooling rate on the temperature (b) for samples of aluminum alloy AZh5K10 with barium and standard (Cu grade M00):

— philodontox (Cu chodon M00); ····· — AZh5K10; - - - - - AZh5K10+ 0,05 % Ba;
 - · - · - · - AZh5K10 + 0,10 % Ba; — — — — — AZh5K10 + 0,50 % Ba; - · - · - · - AZh5K10 + 1,00 % Ba

Значения коэффициентов уравнений (8) представлены в табл. 2.

В табл. 3 приведены результаты расчета температурной зависимости удельной теплоемкости сплава АЖ5К10, модифицированного барием, и эталона (Cu марки М00) через 100 К. Видно, что в исследованном температурном интервале теплоемкость алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, с ростом температуры возрастает, а с увеличением содержания бария – уменьшается.

Используя вычисленные значения теплоемкости алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, и экспериментально полученные значения скоростей охлаждений образ-

цов, рассчитан коэффициент теплоотдачи по следующей формуле:

$$\alpha = \frac{c_p^0 m \frac{dT}{d\tau}}{(T - T_0) S} \tag{9}$$

Температурная зависимость коэффициента теплоотдачи для алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, представлена на рис. 3.

Для расчета температурной зависимости изменений энтальпии, энтропии и энергии Гиббса алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, использовались следующие уравнения:

Т а б л и ц а 1

Значения коэффициентов *a, b, p, k, ab, pk* в уравнении (7) для алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием

The values of the coefficients *a, b, p, k, ab, pk* in equation (7) for the alloy alloy AZH5K10 with barium

Содержание бария в сплаве, %	<i>a</i> , К	<i>b</i> ·10 ⁻³ , с ⁻¹	<i>p</i> , К	<i>k</i> ·10 ⁻⁵ , с ⁻¹	<i>ab</i> , К·с ⁻¹	<i>pk</i> ·10 ⁻² , К·с ⁻¹
0	488,5697	6,64	309,4336	5,30	3,25	1,64
0,05	493,5779	6,98	316,3000	5,94	3,45	1,88
0,10	493,2063	6,79	326,5295	6,64	3,35	2,17
0,50	495,8501	6,74	326,0076	6,55	3,34	2,14
1,00	485,6564	7,10	315,2493	5,72	3,45	1,80

Т а б л и ц а 2

Значения коэффициентов a, b, c, d в уравнении (8) для алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, и эталона (Cu марки М00)
The values of the coefficients a, b, c, d of equations (8) for the aluminum alloy AZh5K10 with barium and the standard (Cu grade M00)

Содержание бария в сплаве, %	a , Дж/(кг·К)	$b \cdot 10^{-2}$, Дж/(кг·К ²)	$c \cdot 10^{-5}$, Дж/(кг·К ³)	$d \cdot 10^{-8}$, Дж/(кг·К ⁴)	Коэффициент корреляции R^2
0	-4,0493	2,95	-5,3	3,13	0,9570
0,05	-4,2393	3,02	-5,4	3,14	0,9563
0,10	-4,3336	3,03	-5,3	3,06	0,9643
0,50	-4,2590	2,96	-5,2	2,96	0,9639
1,00	-4,4495	3,15	-5,7	3,33	0,9533

Т а б л и ц а 3

Значения удельной теплоемкости алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием
Temperature dependence of specific heat capacity of aluminum alloy AZh5K10 with barium

Содержание бария в сплаве, %	C_p^0 , Дж/(кг·К), при T , К					
	300	400	500	600	700	800
0	0,8488	1,2259	1,2882	1,2235	1,2196	1,4643
0,05	0,8159	1,2177	1,2931	1,2305	1,2183	1,4449
0,10	0,7766	1,2008	1,2914	1,2320	1,2062	1,3976
0,50	0,7492	1,1714	1,2660	1,2106	1,1828	1,3602
1,00	0,7582	1,1573	1,2176	1,1389	1,1210	1,3637

$$[H^0(T) - H^0(T_0)] = a(T - T_0) + \frac{b}{2}(T^2 - T_0^2) + \frac{c}{3}(T - T_0^3) + \frac{d}{4}(T^4 - T_0^4); \quad (10)$$

$$[S^0(T) - S^0(T_0)] = a \ln \frac{T}{T_0} + b(T - T_0) + \frac{c}{2}(T^2 - T_0^2) + \frac{d}{3}(T^3 - T_0^3); \quad (11)$$

$$[G^0(T) - G^0(T_0)] = [H^0(T) - H^0(T_0)] - T[S^0(T) - S^0(T_0)], \quad (12)$$

где $T_0 = 298,15$ К.

Результаты расчета изменений термодинамических функций алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, представлены в табл. 4.

С увеличением температуры значения энтальпии и энтропии повышаются, при этом наблюдается уменьшение энергии Гиббса сплавов. Энтальпия и энтропия сплавов с увеличением содержания бария уменьшаются, а значение энергии Гиббса растет. Изменение теплофизических свойств и термодинамических функций сплавов связаны с измельчением структурных

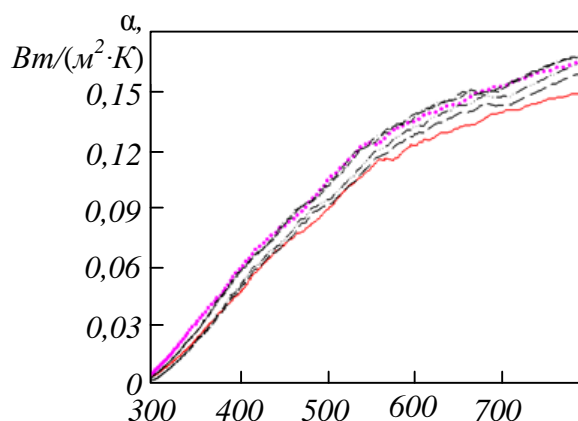


Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента теплоотдачи алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, и эталона (Cu марки М00):

— эталон (Cu марки М00); — сплав АЖ5К10;
 - - - - - сплав АЖ5К10 + 0,05 % Ва; - · - · - АЖ5К10 + 0,10 % Ва; — · — АЖ5К10 + 0,50 % Ва;
 - - - - - АЖ5К10 + 1,00 % Ва

Fig. 3. Temperature dependence of the heat transfer coefficient of the AZH5K10 aluminum alloy modified with barium and the standard (Cu grade M00):

— philodontox (Cu chodon M00); — AZh5K10;
 - - - - - AZh5K10 + 0,05 % Ba; - · - · - AZh5K10 + 0,10 % Ba; — · — AZh5K10 + 0,50 % Ba;
 - - - - - AZh5K10 + 1,00 % Ba

Температурная зависимость изменений термодинамических функций алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием
Temperature dependence of changes in the thermodynamic functions of aluminum alloy AZh5K10 with barium

Содержание бария в сплаве, %	$[H^0(T) - H^0(T_0^*)]$, кДж/кг					
	T, К					
	300	400	500	600	700	800
0	1,560	108,701	236,247	362,108	482,973	614,314
0,05	1,485	105,930	232,665	358,470	478,965	608,610
0,10	1,425	103,840	230,465	357,120	477,985	605,600
0,50	1,375	100,875	224,735	349,075	467,775	592,475
1,00	1,429	102,900	225,676	345,867	459,563	582,834
$[S^0(T) - S^0(T_0^*)]$, кДж/(кг·К)						
0	0,005	0,311	0,595	0,825	1,011	1,186
0,05	0,005	0,303	0,585	0,815	1,000	1,173
0,10	0,005	0,296	0,579	0,810	0,996	1,166
0,50	0,005	0,288	0,564	0,791	0,974	1,140
1,00	0,005	0,294	0,568	0,787	0,962	1,127
$[G^0(T) - G^0(T_0^*)]$, кДж/кг для сплавов						
0	-0,005	-15,635	-61,352	-132,806	-224,857	-334,655
0,05	-0,005	-15,135	-59,913	-130,354	-221,372	-330,005
0,10	-0,004	-14,746	-58,861	-128,726	-219,296	-327,395
0,50	-0,004	-14,295	-57,227	-125,395	-213,901	-319,588
1,00	-0,004	-14,675	-58,154	-126,346	-214,067	-318,430

составляющих алюминиевого сплава АЖ5К10 при его модифицировании малыми добавками бария (рис. 4).

В качестве модификатора структуры алюминиевого сплава АЖ5К10 выбран представитель щелочноземельных металлов – барий. Щелочноземельные металлы надежно обеспечивают процесс измельчения структурных составляющих силуминово-алюминиево-кремниевой эвтектики [24]. Барий (рис. 4) не только измельчает микроструктуру алюминиево-кремниевой эвтектики, но также благотворно влияет на характер кристаллизации тройных фаз состава Fe_2SiAl_8 (α) и $FeSiAl_5$ (β). Механизм влияния бария на микроструктуру сплава АЖ5К10 объясняется его поверхностно-активным действием. Барий является поверхностно-активным металлом и изменяет межфазное натяжение на границе расплава с зародышами и скорость обмена атомами между ними, что

препятствует или способствует образованию кристаллизующейся фазы.

Измельчение микроструктуры сплавов положительно влияет на их теплофизические свойства. Результаты исследования показывают, что с увеличением концентрации бария теплоемкость и коэффициент теплоотдачи алюминиевого сплава АЖ5К10 уменьшаются. Сплав АЖ5К10 является модельным и при его легировании барием и другими металлами можно существенно улучшить его эксплуатационные свойства.

Уменьшение теплоемкости сплава АЖ5К10 при модифицировании его барием можно объяснить степенью его модифицирующего действия, структурными изменениями в результате модифицирования и их влиянием на колебательные процессы, происходящие в кристаллической решетке сплавов при их нагреве.

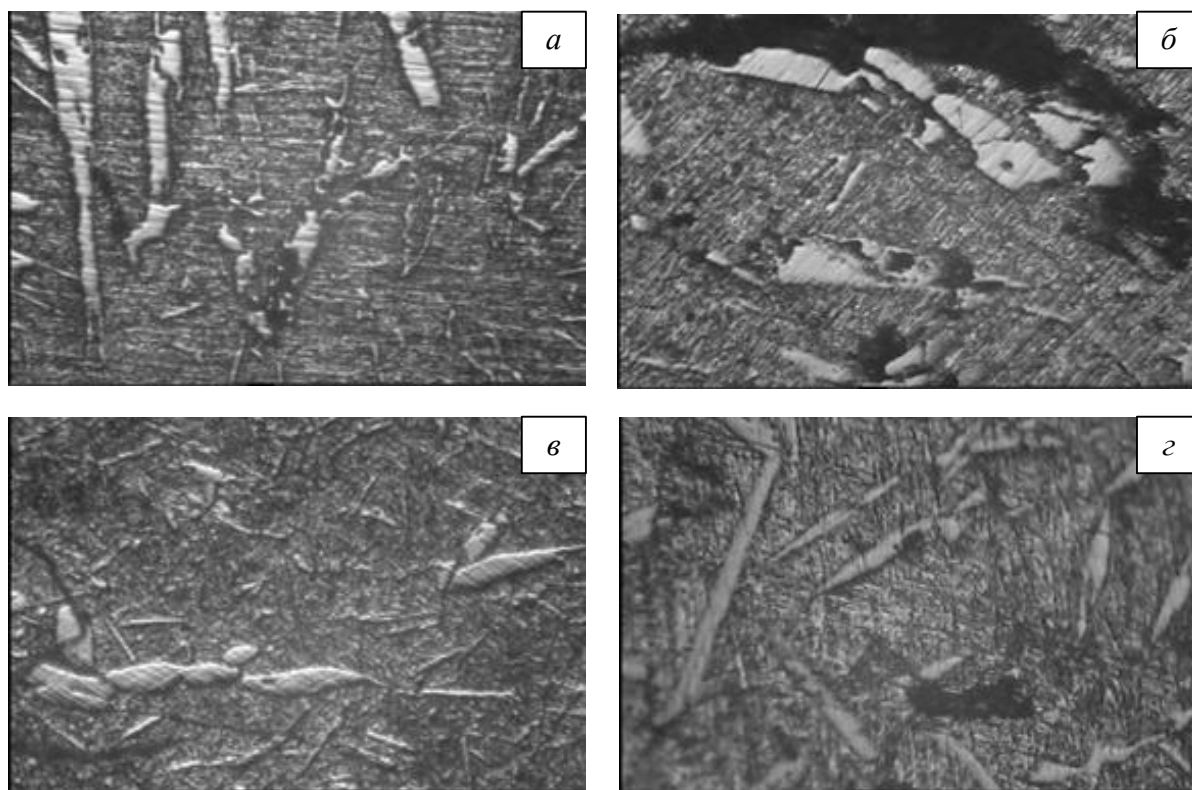


Рис. 4. Микроструктуры алюминиевого сплава АЖ5К10 (а, б) и сплава, содержащего 0,01 % бария (в, г) ($\times 50$)
 Fig. 4. Microstructures of aluminum alloy AZh5K10 (a, б) and an alloy containing barium (в, г) ($\times 50$)

Выводы

В режиме «охлаждения» по известной теплоемкости эталонного образца из меди марки М00 исследована температурная зависимость теплоемкости алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием. Определены полиномы, описывающие температурную зависимость теплоемкости и изменения термодинамических функций (энтальпия, энтропия, энергия Гиббса) алюминиевого сплава АЖ5К10, модифицированного барием, в интервале температур 300 – 800 К. Показано, что с ростом температуры теплоемкость, коэффициент теплоотдачи, энтальпия и энтропия сплавов увеличиваются, а значение энергии Гиббса уменьшается. В изученном концентрационном интервале (0,05 – 1,0 % (по массе)) добавки бария снижают теплоемкость, энтальпию и энтропию алюминиевого сплава, а значение энергии Гиббса при этом увеличивается. Установлено, что механизм влияния бария на микроструктуру сплава АЖ5К10 объясняется его поверхностно-активным действием. Барий изменяет межфазное натяжение на границе расплава с зародышами и скорость обмена атомами между ними, что препятствует образованию и росту кристаллизующейся фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). Киев: Комитех, 2005. 365 с.
2. Луц А.Р., Суслина А.А. Алюминий и его сплавы. Самара: Самарский государственный технический университет, 2013. 81 с.
3. Умарова Т.М., Ганиев И.Н. Коррозия двойных алюминиевых сплавов в нейтральных средах. Душанбе: Дониш, 2007. 258 с.
4. Дриц М.Е. Алюминиевые сплавы. Свойства, обработка, применение. Москва: Металлургия, 1979. 679 с.
5. Chen X.G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys // Essential Readings in Light Metals. Cast Shop for Aluminum Production. 2013. Vol. 3. P. 460–465. http://doi.org/10.1007/978-3-319-48228-6_57
6. Grange D.A. Microstructure control in ingots of aluminum alloys with an emphasis on grain refinement // Essential Readings in Light Metals. cast shop for aluminum Production. 2013. Vol. 3. P. 354–365.
7. Geoffrey K.S. Fundamentals of solidification in aluminum castings // International Journal of Metalcasting. 2014. Vol. 8. P. 7–20.
8. Термодинамические свойства индивидуальных веществ / Г.А. Бергман, И.В. Вейц, В.А.

- Медведев, Г.А. Хачкурузов, В.С. Юнгман. Москва: Наука, 1981. 472 с.
9. Исмаилов Н.Ш., Ибрагимов Х.А. Разработка малолегированного алюминиевого сплава для электротехнических изделий // Успехи современной науки. 2017. Т. 1. № 6. С. 236–240.
 10. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. Москва: Metallurgia, 1984. 280 с.
 11. Гуреева М.А., Овчинников В.В., Манаков И.Н. Металловедение: макро- и микро-структуры литейных алюминиевых сплавов. Учебное пособие. Москва, 2019. 250 с.
 12. Сетюков О.А. Влияние железа и кремния на литейные свойства алюминиевых сплавов с марганцем // Технология легких сплавов. 2010. № 1. С. 32–37.
 13. Stanford N., Atwell D., Beer A., Davies C., Barnett M.R. Effect of microalloying with rare-earth elements on the texture of extruded magnesium-based alloys. // Scripta Mater. 2008. Vol. 59. No. 7. P. 772–775.
 14. Иброхимов Н.Ф., Ганиев И.Н., Одинаев Х.О. Физикохимия сплава АМg2 с редкоземельными металлами. Душанбе: Таджикский технический университет им. М.С. Осими, 2016. 153 с.
 15. Иванцов Г.П. Нагрев металла (теория и методы расчета). Свердловск-Москва: Государ. научно-техн. изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1948. 191 с.
 16. Багницкий В.Е. Обратные связи в физических явлениях. (Продолжение книги Новая физика электронных приборов). Германия: Изд. дом LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014. 196 с.
 17. Киров С.А., Козлов А.В., Салецкий А.М., Харабадзе Д.Э. Измерение теплоемкости и теплоты плавления методом охлаждения. Учебное пособие. Москва: ООП Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, 2012. 52 р.
 18. Ерёмина Р.М., Скворцов А.И., Мутыгуллина А.А. Экспериментальные задачи общего физического практикума по молекулярной физике и термодинамике. Процессы переноса. Жидкости и твердые тела. Казань: Казанский (Приволжский) федеральный университет, 2015. 42 с.
 19. Рогачев Н.М., Гусева С.И. Определение удельной теплоемкости твердых тел: Метод. указания к лабор. работе № 1-23. Самара: Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева, 2012. 14 с.
 20. Ганиев И.Н., Сафаров А.Г., Одинаев Ф.Р., Якубов У.Ш., Кабутов К. Температурная зависимость теплоемкости и изменение термодинамических функции сплава АЖ 4.5 с оловом // Известия вузов. Цветная металлургия. 2019. № 1. С. 50–58.
 21. Ганиев И.Н., Рашидов А.Р., Одиназода Х.О., Сафаров А.Г., Джайлоев Дж.Х. Влияние добавок меди на теплоемкость и термодинамические функции алюминия марки А7Е // Известия вузов. Цветная металлургия. 2020. № 3. С. 4–12.
 22. Ганиев И.Н., Абдулаков А.П., Джайлоев Д.Х., Якубов У.Ш., Сафаров А.Г., Абулхаев В.Д. Влияние добавок висмута на теплофизические и термодинамические свойства алюминиевого проводникового сплава Е-А1MgSi («алдрей») // Известия вузов. Материалы электронной техники. 2020. Т. 23. № 1. С. 86–93.
 23. Ганиев И.Н., Назарова М.Т., Якубов У.Ш., Сафаров А.Г., Курбонова М.З. Влияние литья на удельную теплоемкость и изменения термодинамических функций алюминиевого сплава АБ1 // Теплофизика высоких температур. 2020. Т. 58. № 1. С. 55–60.
 24. Ганиев И.Н., Пархутик П.А., Вахобов А.В., Куприянова И.Ю. Модифицирование сплавов стронцием. Минск: Наука и техника, 1985. 143 с.

REFERENCES

1. Beletskii V.M., Krivov G.A. *Aluminum alloys (Composition, properties, technology, application)*. Kyiv: Komitekh, 2005, 365 p. (In Russ.).
2. Luts A.R., Suslina A.A. *Aluminium and its alloys*. Samara: Samarskii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet, 2013, 81 p. (In Russ.).
3. Umarova T.M., Ganiev I.N. *Corrosion of double aluminum alloys in neutral media*. Dushanbe: Donish, 2007, 258 p. (In Russ.).
4. Drits M.E. *Aluminium alloys. Properties, processing, application*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 679 p. (In Russ.).
5. Chen X.G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys. Essential Readings in Light Metals. *Cast Shop for Aluminum Production*. 2013, vol. 3, pp. 460–465. http://doi.org/10.1007/978-3-319-48228-6_57
6. Grange D.A. Microstructure control in ingots of aluminum alloys with an emphasis on grain refinement. Essential Readings in Light Metals. *Cast shop for aluminum production*. 2013, vol. 3, pp. 354–365.

7. Geoffrey K.S. Fundamentals of solidification in aluminum castings. *International Journal of Metalcasting*. 2014, vol. 8, pp. 7–20.
8. Bergman G.A., Veits I.V., Medvedov V.A., Khachkuruzov G.A., Yungman V.S. *Thermodynamic properties of individual substances*. Moscow: Nauka, 1981, 472 p. (In Russ.).
9. Ismailov N.Sh., Ibragimov Kh.A. Development of low-alloyed aluminum alloy for electrical products. *Uspekhi sovremennoi nauki*. 2017, vol. 1, no. 6, pp. 236–240. (In Russ.).
10. Mal'tsev M.V. *Modification of the structure of metals and alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1984, 280 p. (In Russ.).
11. Gureeva M.A., Ovchinnikov V.V., Manakov I.N. *Metalworking: macro- and microstructures of cast aluminum alloys*. Tutorial. Moscow, 2019, 250 p. (In Russ.).
12. Setyukov O.A. Influence of iron and silicon on casting properties of aluminium alloys with manganese. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2010, no. 1, pp. 32–37. (In Russ.).
13. Stanford N., Atwell D., Beer A., Davies C., Barnett M.R. Effect of microalloying with rare-earth elements on the texture of extruded magnesium-based alloys. *Scripta Mater*. 2008, vol. 59, no. 7, pp. 772–775.
14. Ibrokhimov N.F., Ganiev I.N., Odinaev Kh.O. *Physicochemistry of AMg2 alloy with rare earth metals*. Dushanbe: Tadzhiiskii tekhnicheskii universitet im. M.S. Osimi, 2016, 153 p. (In Russ.).
15. Ivantsov G.P. *Metal heating (theory and methods of calculation)*. Sverdlovsk-Moscow: Gosudar. nauchno-tekhn. izd-vo literatury po cherno i tsvetnoi metallurgii, 1948, 191 p. (In Russ.).
16. Bagnitskii V.E. *Inverses in physical phenomena. (Continuation of the book New Physics of Electronic Devices)*. Germany: Ed. home LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014, 196 p. (In Russ.).
17. Kirov S.A., Kozlov A.V., Saletskii A.M., Kharabadze D.E. *Measurement of heat capacity and heat of melting by cooling*. Tutorial. Moscow: OOP Fizicheskii fakul'tet MGU im. M.V. Lomonosova, 2012, 52 p. (In Russ.).
18. Eremina R.M., Skvortsov A.I., Mutygullina A.A. *Experimental problems of the general physical workshop in molecular physics and thermodynamics. Transfer processes. Fluids and solids*. Kazan: Kazanskii (Privolzhskii) federal'nyi universitet, 2015, 42 p. (In Russ.).
19. Rogachev N.M., Guseva S.I. *Determination of specific heat capacity of solid bodies: Method. instructions to the lab. work no. 1-23*. Samara: Samarskii gosudarstvennyi aerokosmicheskii universitet imeni akademika S.P. Koroleva, 2012, 14 p. (In Russ.).
20. Ganiev I.N., Safarov A.G., Odinaev F.R., Yakubov U.Sh., Kabutov K. Temperature dependence of heat capacity and change of thermodynamic function of AJ 4.5 alloy with tin. *Izvestiya vuzov. Nonferrous metallurgy*. 2019, no. 1, pp. 50–58. (In Russ.).
21. Ganiev I.N., Rashidov A.R., Odinaev Kh.O., Safarov A.G., Dzhailoev Dzh.Kh. Influence of copper additives on heat capacity and thermodynamic functions of aluminium grade A7Ye. *Izvestiya vuzov. Nonferrous metallurgy*. 2020, no. 3, pp. 4–12. (In Russ.).
22. Ganiev I.N., Abdulakov A.P., Dzhailoev D.Kh., Yakubov U.Sh., Safarov A.G., Abulkhaev V.D. Influence of bismuth additives on thermophysical and thermodynamic properties of E-ALMgSi aluminium conductor alloy ("aldray"). *Izvestiya vuzov. Electronic materials*. 2020, vol.23, no. 1, pp. 86–93. (In Russ.).
23. Ganiev I.N., Nazarova M.T., Yakubov U.Sh., Safarov A.G., Kurbonova M.Z. Influence of lithium on specific heat capacity and changes in thermodynamic functions of aluminum alloy AB1. *Teplofizika vysokikh temperatur*. 2020, vol. 58, no. 1, pp. 55–60. (In Russ.).
24. Ganiev I.N., Parkhutik P.A., Vakhobov A.V., Kupriyanova I.Yu. *Modification of silumins with strontium*. Minsk: Science and technology, 1985, 143 p. (In Russ.).

Сведения об авторах

Изатулло Наврузович Ганиев, д.х.н., профессор, заведующий лабораторией, Институт химии В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: ganievizatullo48@gmail.com
ORCID: 0000-0002-2791-6508

Фитрат Холмуродов, к.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник, Физико-технический институт им. С.У. Умарова Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: fitratk@mail.ru

Амиршо Гоибович Сафаров, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, Физико-технический институт им. С.У. Умарова Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: amirsho71@mail.ru

Умарали Шералиевич Якубов, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт химии им. В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: yakubovumarali@gmail.com

Абдувохид Хамидович Хакимов, к.х.н., старший научный сотрудник, Институт химии им. В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: khakimov.abdovohid@gmail.com

Information about the authors

Izatullo N. Ganiev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., head of the laboratory, V.I. Nikitin Institute of Chemistry of the National Academy of Sciences of Tajikistan
E-mail: ganievizatullo48@gmail.com
ORCID: 0000-0002-2791-6508

Fitrat Kholmurodov, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Leading Researcher, S.U. Umarov Institute of Physics and Technology of the National Academy of Sciences of Tajikistan
E-mail: fitratk@mail.ru

Amirsho G. Safarov, Dr. Sci. (Eng.), associate professor, leading Researcher, S.U. Umarov Institute of Physics and Technology of the National Academy of Sciences of Tajikistan
E-mail: amirsho71@mail.ru

Umarali Sh. Yakubov, Candidate of Technical Sciences senior researcher, Nikitin Institute of Chemistry, Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan
E-mail: yakubovumarali@gmail.com

Abdovokhid H. Khakimov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Institute of Chemistry named after V.I. Nikitin Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan
E-mail: khakimov.abdovohid@gmail.com

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 27.04.2023

После доработки 31.05.2023

Принята к публикации 01.06.2023

Received 27.04.2023

Revised 31.05.2023

Accepted 01.06.2023

Оригинальная статья

УДК 669.018.25:621.793.184.762.8

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-51-59

ВЗАИМНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ГРУНТОВОГО ЭЛЕКТРОЛИТА И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ БИОЛОГИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ ПРИ НАЛОЖЕНИИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

© 2023 г. Т. Ю. Истомина¹, Д. Е. Капуткин¹, Д. Д. Поляков², Д. И. Преферансов¹,
В. А. Степанова¹

¹Московский государственный технический университет гражданской авиации (Россия, 125212, Москва, Кронштадтский бульвар, 20)

²Всероссийский научно-исследовательский институт фитопатологии (Россия, 143050, Московская область, Одинцовский район, р.п. Большие Вяземы, ул. Институт, владение 5)

Аннотация. Экспериментально исследовано взаимное влияние воды, взятой из реальных стоячих водоемов, и образцов нелегированной стали на кислотность и микробиологическую заселенность воды и на общую коррозию нелегированной стали, в том числе в присутствии низкочастотных ультразвуковых колебаний. При длительных выдержках конкурентная активность микроорганизмов приводит к колебаниям кислотности среды с последующим защелачиванием, повышающим вероятность питтинговой коррозии и стресс-коррозионного растрескивания. Изменений кислотности среды при контакте со сталью и воздействии ультразвука низкой частоты не выявлено, однако такой контакт подавляет жизнедеятельность бактерий, присутствующих в воде. Показано, что воздействие ультразвуковых колебаний низкой частоты и остаточные механические напряжения способствуют развитию процессов коррозии.

Ключевые слова: коррозия, биокоррозия, микробиологическая заселенность воды, низкочастотные ультразвуковые колебания

Благодарности: автор выражает признательность коллегам за помощь.

Для цитирования: Истомина Т.Ю., Капуткин Д.Е., Поляков Д.Д., Преферансов Д.И., Степанова В.А. Взаимное воздействие грунтового электролита и углеродистой стали в процессе биологической коррозии при наложении ультразвуковых колебаний // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 51–59. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-51-59](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-51-59)

Original article

MUTUAL INFLUENCE OF EARTH ELECTROLYTE AND CARBON STEEL IN THE PROCESS OF BIOLOGICAL CORROSION UNDER THE APPLICATION OF ULTRASONIC VIBRATIONS

© 2023 T. Yu. Istomina¹, D. E. Kaputkin¹, D. D. Polyakov², D. I. Preferansov¹,
V. A. Stepanova¹

¹Moscow State Technical University of Civil Aviation (20 Kronstadt Boulevard, Moscow region, Moscow, 125212, Russian Federation)

²All-Russian Scientific Research Institute of a Phytopathology (VNIIF) (st. Institute, Property 5, Moscow region, Odintsovsky district, r.p. Bolshie Vyazemy, 143050, Russian Federation)

Abstract. The mutual influence of water taken from real stagnant reservoirs and samples of unalloyed steel has been experimentally studied on the acidity and microbiological population of water and on the general corrosion of

unalloyed steel, including in the presence of low-frequency ultrasonic vibrations. The competitive activity of microorganisms, during long exposures, leads to fluctuations in the acidity of the medium, followed by alkalization, which increases the likelihood of pitting corrosion and stress-corrosion cracking. Changes in the acidity of the medium upon contact with steel and exposure to low-frequency ultrasound have not been identified, however, such contact suppresses the vital activity of bacteria present in the water. It is shown that the impact of low-frequency ultrasonic vibrations and residual mechanical stresses contribute to the development of corrosion processes.

Keywords: corrosion, biocorrosion, microbiological population of water, low-frequency ultrasonic vibrations

Acknowledgements: the author expresses gratitude to colleagues for their help.

For citation: Istomina T.Yu., Kaputkin D.E., Polyakov D.D., Preferansov D.I., Stepanova V.A. Mutual influence of earth electrolyte and carbon steel in the process of biological corrosion under the application of ultrasonic vibrations. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 51–59. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-51-59](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-51-59)

Введение

Процессы коррозии – образование на поверхности материалов оксидов и гидроксидов, реже солей – являются одной из основных причин повреждения и постепенного разрушения металлических конструкций. Ежегодные потери от коррозии достигают до 2 – 3 % годового валового внутреннего продукта [1, 2]. Ускорению коррозии способствуют повышение температуры, растворение кислорода, кислот, солей и щелочей в воздействующих на металл жидкостях, положительный заряд корродирующего металла и ряд других факторов. В природных условиях к химическому и электрохимическому воздействию добавляется влияние биологических объектов. Биокоррозия возникает в результате жизнедеятельности бактерий и других микроорганизмов, вырабатывающих такие вещества, как CO₂, H₂S и другие, что повышает агрессивность среды и стимулирует процессы коррозии металлов, вызывая до 50 – 80 % повреждаемости [3 – 5].

Для предотвращения или существенного замедления процессов коррозии применяются разные методы, основными из которых следует признать легирование стали с целью формирования защитных пленок на поверхности [6, 7], нанесение защитных покрытий [8], электрохимическую защиту (подачу на защищаемую конструкцию отрицательного потенциала) [9], ингибирование коррозии за счет изменения состава коррозионного раствора [10, 11], в том числе за счет подавления размножения бактерий [12, 13]. Однако применение легированных коррозионно-стойких сталей часто бывает экономически невыгодно, защитные покрытия при работе конструкций могут повреждаться (причем не только из-за механических воздействий, но и из-за вредного воздействия окружающей среды или колебаний температуры), а электрохимическая защита не всегда возможна из-за значительной электропроводности коррозионной среды. Ингибирование коррозии для многих металлоизделий (например, в подземных строительных конструкциях) ослабляется по мере постепенного вымывания инги-

битора за счет движения грунтовых вод. Полностью предотвратить процесс коррозии невозможно.

При изучении процессов коррозии в водной среде обычно состав коррозионного раствора поддерживается постоянным, что позволяет стандартизировать измерения и часто отвечает реальным условиям эксплуатации, например, строительных конструкций в условиях большого водоема с проточной или достаточно активно перемешивающейся водой. Однако во многих других случаях указанные условия не соблюдаются, на состав и свойства коррозионной среды влияет сам корродирующий металл. В первую очередь перемешивание сильно ограничено для грунтового электролита, проникающего к металлоконструкции сквозь повреждение предварительно нанесенного защитного покрытия. Также возможно влияние корродирующего металла на состав и свойства окружающего его раствора в небольших стоячих водоемах, в частности, болотах. Корродирующий металл может оказывать воздействие не только на химический состав окружающей жидкости, но и опосредованно на ее микробиологическое заселение. Например, в работе [14] показано, что добавление в воду наночастиц (диаметром 2 – 3 нм) железа, оксидов железа Fe₂O₃ или Fe₃O₄ в концентрации от 10⁻² – 10⁻¹ г/л (в зависимости от типа бактерий в воде) оказывает подавляющее воздействие на концентрацию микробов, причем, чем выше концентрация наночастиц, тем меньше бактерий остается в воде. Кроме этого, практически все металлоконструкции подвержены механическим воздействиям и, как следствие, вызывают механические колебания в окружающей среде, что также может оказывать влияние на состав и микробиологическую заселенность этой среды.

Целью настоящей работы является изучение взаимного воздействия воды, взятой из реальных стоячих водоемов, на общую коррозию нелегированной стали и изучение влияния корродирующего образца нелегированной стали на кислотность и микробиологическую заселенность воды, в том числе в присутствии ультразвуковых низкочастотных (УЗН) колебаний.

Материалы и методики измерений

В качестве объектов исследования влияния УЗН колебаний на свойства электролита были взяты пробы воды из реальных стоячих водоемов (двух болот Волоколамского района Московской области) и проведены две серии измерений зависимостей показателя pH проб воды от времени (см. таблицу). Образцы воды (объемом 0,5 л) в ходе эксперимента находились в условиях воздействия акустических колебаний и при их отсутствии. Первая серия измерений (индекс 1) проведена с использованием воды, взятой после двухнедельного отсутствия дождей, вторая (индекс 2) – после трех дней выпадения дождей средней интенсивности (сумма осадков – около 10 мм).

Измерения кислотности среды проводили при помощи pH-метра LiZi с погрешностью измерений $\pm 0,1$. В ходе эксперимента температура воды колебалась в пределах от $+13$ до $+23$ °С, что добавляет погрешность 0,1 pH в измерения кислотности. Таким образом, общую погрешность измерений pH можно принять равной $\pm 0,2$.

Исследования по оценке возможного влияния механических колебаний на процессы взаимодействия стали и воды проводили в присутствии УЗН колебаний частотой 20 ± 5 кГц. Колебания возбуждались генератором мощностью 15 Вт. Контрольные измерения проводили в отсутствие УЗН колебаний.

Для имитации взаимодействия электролита с материалом трубы при проведении обеих серий измерений в воду погружали ленты (индекс М) – образцы размером $150 \times 10 \times 1$ мм, изготовленные из стали 20 и подвергнутые механической шлифовке на грубой наждачной бумаге. Оценку коррозионного воздействия УЗН колебаний проводили визуально. Для оценки влияния механических напряжений на коррозионные повреждения концы образцов непосредственно перед испытаниями были подвергнуты пластическому изгибу, после которого в поверхностных слоях возникают остаточные напряжения, близкие к пределу текучести (рис. 1).

Количественную оценку микробиологической (бактериальной) заселенности образцов проб воды проводили по методике согласно ГОСТ 18963 – 73 [15]. Общее количество бактерий – это количество микроорганизмов, которое содержится в 1 мл исследуемой воды, и способно в течение суток при температуре 37 °С образовывать колонии, видимые невооруженным глазом (или при увеличении с помощью лупы). Для анализа применяли три разведения исходного образца стерильной водой в соотношениях 1:10, 1:100 и 1:1000. Эксперимент трехкратно воспроизводили для каждого разведения.

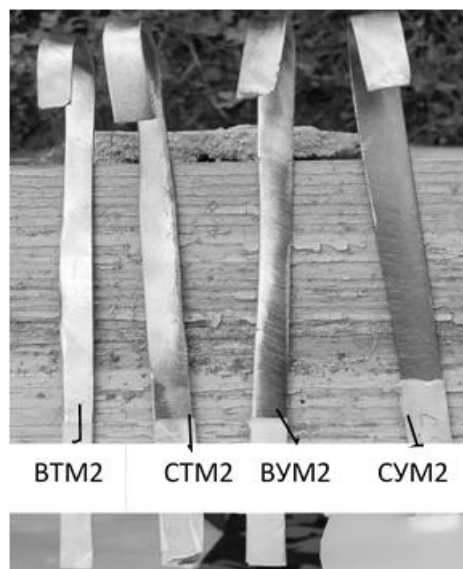


Рис. 1. Внешний вид металлических образцов перед коррозионными испытаниями
Fig. 1. Appearance of metal samples before corrosion tests

Для анализа бактериальной заселенности образцов проб воды была приготовлена питательная среда – пептонно-глюкозный агар. Состав среды: пептон 20 г/л, глюкоза 10 г/л, хлорид натрия 5 г/л, агар 20 г/л. Кислотность среды – 7,5. Наблюдения проводили в чашках Петри диаметром 90 мм. Перед началом анализа чашки стерилизовали в течение 2 ч в сушильном шкафу при температуре 180 °С. Питательную среду стерилизовали 15 – 20 мин в автоклаве при давлении 1 атм. В каждую чашку заливали 30 мл питательной среды.

Посев проводили на поверхность питательной среды автоматическим дозатором с последующим выравниванием образца по поверхности среды при помощи шпателя Дригальского. Объем исследуемой жидкости (образцов проб воды) на одну чашку составлял 500 мкл. Чашки инкубировали в термостате при температуре 37 °С в течение 24 ч с момента посева. Количественную оценку числа колоний бактерий проводили визуально. Учитывали чашки с количеством колоний от 30 до 300. Данные по трем чашкам усредняли. Впоследствии проводили пересчет количества бактерий на 1 мл образца.

Всего для исследований изготовили 10 модельных образцов проб воды объемом 0,5 л каждый, маркировка которых приведена в таблице.

Результаты и обсуждение

Результаты измерений кислотности образцов воды приведены на рис. 2, 3. При отсутствии дождя исходная вода, контактировавшая с известняком (рис. 2, а), щелочная, а не контактировавшая (рис. 2, б) – кислая. После дождя (рис. 3) вода в обоих случаях становилась нейтральной.

Маркировка образцов Sample identification

Маркировка образцов	Расшифровка маркировки образцов и условий проведения исследований
Источник В1	Вода из источника, контактирующего с известняком, после двухнедельного отсутствия дождей
Источник В2	Вода из источника, контактирующего с известняком, после трех дней выпадения дождей средней интенсивности
Источник С1	Вода из источника, не контактирующего с известняком (вода из леса), после двухнедельного отсутствия дождей
Источник С2	Вода из источника, не контактирующего с известняком (вода из леса), после трех дней выпадения дождей средней интенсивности
М	При наличии металлического образца
У	В присутствии УЗН
Т	В отсутствии УЗН (тихо)
ВУМ1	Вода из источника В1 в присутствии УЗН, при наличии М
ВУМ2	Вода из источника В2 в присутствии УЗН, при наличии М
ВТМ1	Вода из источника В1 в отсутствии УЗН, при наличии М
ВТМ2	Вода из источника В2 в отсутствии УЗН, при наличии М
СУМ1	Вода из источника С1 в присутствии УЗН, при наличии М
СУМ2	Вода из источника С2 в присутствии УЗН, при наличии М
СТМ1	Вода из источника С1 в отсутствии УЗН, при наличии М
СТМ2	Вода из источника С2 в отсутствии УЗН, при наличии М
ВТ2	Вода из источника В2 в отсутствии УЗН, без металлического образца
СТ2	Вода из источника С2 в отсутствии УЗН, без металлического образца

В течение первых 15 – 30 ч рН понижается на $1,0 \pm 0,5$ (кроме исходно кислой воды), вероятно, из-за растворения оксида углерода CO_2 из воздуха, что повышает опасность водородного растрескивания [16]. Затем во всех случаях рН возрастает, достигая значений, превышающих 8,5, то есть величины, способствующей питтинговой коррозии и стресс-коррозионному растрескиванию низкоуглеродистой стали [17]. Указанное увеличение рН вызвано, по видимому, жизнедеятельностью микроорганизмов, населяющих исходную водную среду. Существенного влияния УЗН колебаний и наличия

металлических образцов на процессы изменения рН среды не выявлено.

Наиболее благоприятная для жизнедеятельности большинства бактерий среда с рН 7,0 – 7,3 в результате метаболизма, а также гибели части бактерий в среде, может закисляться (что повышает опасность водородного растрескивания) или защелачиваться (что способствует питтинговой коррозии и стресс-коррозионному растрескиванию). Наблюдаемые колебания рН в процессе эксперимента могут являться результатом конкурентного взаимодействия различных сообществ бактерий [18, 19], «включающим» или «выключающим»

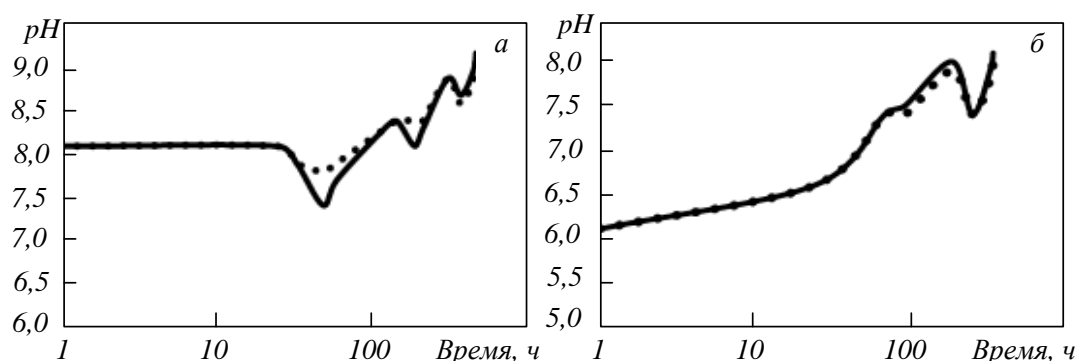


Рис. 2. Зависимость рН воды, взятой из источника, контактирующего с известняком В1 (а), и из леса после двухнедельного отсутствия дождей С1 (б)
Fig. 2. Dependence of the pH of water taken from a source in contact with limestone В1 (а) and from a forest after a two-week absence of rain С1 (б)

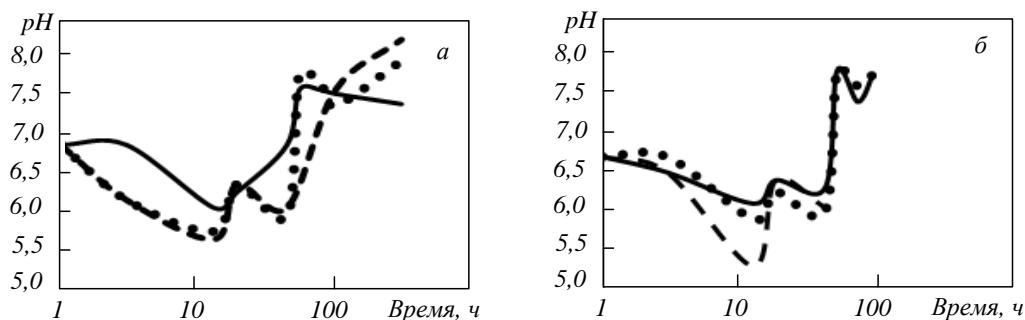


Рис. 3. Зависимость рН воды взятой из источника, контактирующего с известняком В2 (а), и из леса после трех дней выпадения дождей средней интенсивности С2 (б)
 Fig. 3. Dependence of the рН of water taken from a source in contact with limestone В2 (а) and from a forest after three days of moderate rainfall С2 (б)

один из выше указанных механизм коррозии. Изменения рН среды влекут за собой изменение растворимости железа, которое является метаболитом железобактерий. Последние, являясь весьма распространенным представителем микробиоты воды и почвы [20, 21], с высокой вероятностью принимают участие в конкурентной борьбе. В настоящее время понятие железобактерии объединяет широкий класс микроорганизмов, использующих железо в своей жизнедеятельности. Основной процесс метаболизма железа у железобактерий можно описать формулой: $4\text{Fe}^{2+} + 4\text{H}^+ + \text{O}_2 \rightarrow 4\text{Fe}^{3+} + 2\text{H}_2\text{O}$. Это процесс, приводящий к защелачиванию среды, что и наблюдается при больших временах экспозиции образцов воды с металлом. Также рассматривается прямое поглощение электронов микроорганизмами как механизм коррозии нержавеющей стали в аэробных условиях [22].

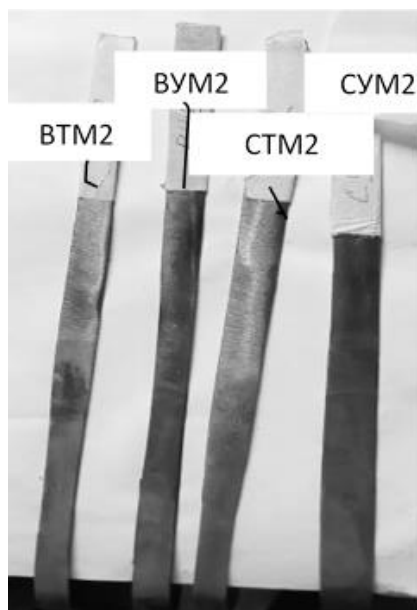


Рис. 4. Внешний вид образцов после 44 ч пребывания в активной среде(в присутствии УЗН образцы более темные)
 Fig. 4. The appearance of the samples after 44 h in the active environment (in the presence of Ultrasonic, the samples are darker)

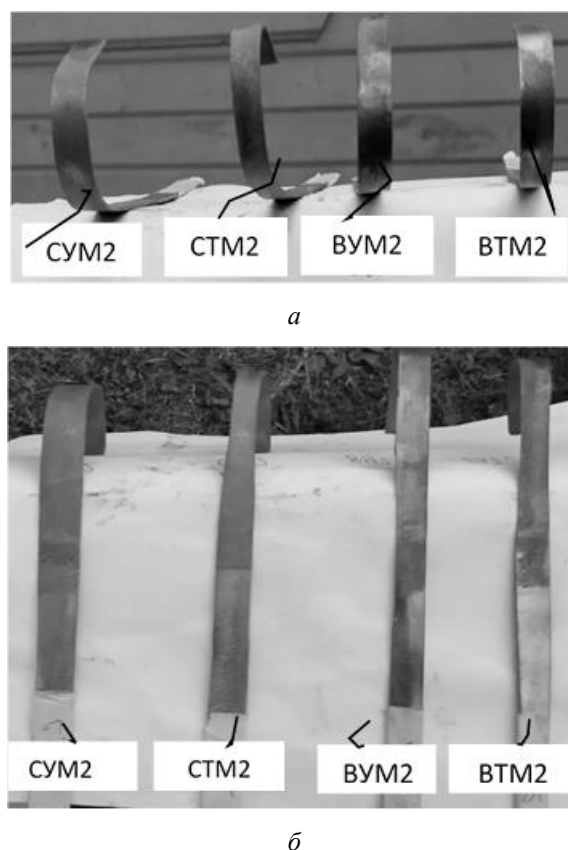


Рис. 5. Внешний вид образцов после 44 ч пребывания в активной среде и снятия бурого налета:
 а и б – деформированные и недеформированные зоны
 Fig. 5. The appearance of the after 44 hours of exposure to the active environment and removal of brown blanket: deformed (а) and undeformed (б) zones

После 44 ч нахождения в коррозионной среде все металлические образцы были покрыты бурым налетом, предположительно $\text{Fe}(\text{OH})_3$ (рис. 4). Этот налет и во влажном состоянии, и после высыхания легко снимается при протирке мягкой тканью, после чего остается слой серого цвета, предположительно Fe_3O_4 (рис. 5). Визуальная оценка степени потемнения протертых образцов показывает, что образцы после коррозионных испытаний при воздействии УЗН темнее, чем без них. Кроме того, деформированные зоны образцов темнее, чем зоны, не подвергнутые пластической деформации изгибом. После 99 ч

коррозионного воздействия результаты визуальной оценки аналогичны (рис. 6).

На основании полученных результатов микробиологического анализа проб воды, взятой из водоема, который контактирует с дорожной насыпью, содержащей известняк, установлено, что бактериальная заселенность образцов воды после экспозиции со сталью в течении 300 ч уменьшилась на порядок по сравнению с контрольными (рис. 7), а также снизилась удельная электропроводность воды (с 756,8 до 638,1 мСм/м). При этом наложение УЗН колебаний не только не привело к дополнительному снижению количества бактерий, а даже несколько уменьшило это снижение (аналогично данным работы [15]), равно как и снижение удельной электропроводности (до 675,0 мСм/м).

Выводы

По результатам исследований можно констатировать, что в зависимости от природных условий водородный показатель pH грунтового электролита может варьировать в пределах от 6 до 8. В случае нейтральной или щелочной среды в первые 15 – 30 ч взаимодействия с воздухом pH воды несколько снижается. При более длительных выдержках конкурентная активность микроорганизмов приводит к колебаниям кислотности воды в диапазоне от 5 до 9,5 и последующему защелачиванию среды, в том числе до величин выше 8,5, когда повышается вероятность питтинговой коррозии и стресс-коррозионного растрескивания. Влияния контакта со сталью и УЗН колебаний на pH образцов воды не выявлено, однако такой контакт подавляет жизнедеятельность присутствующих в ней бактерий. Визуальная оценка металлических образцов дает основания

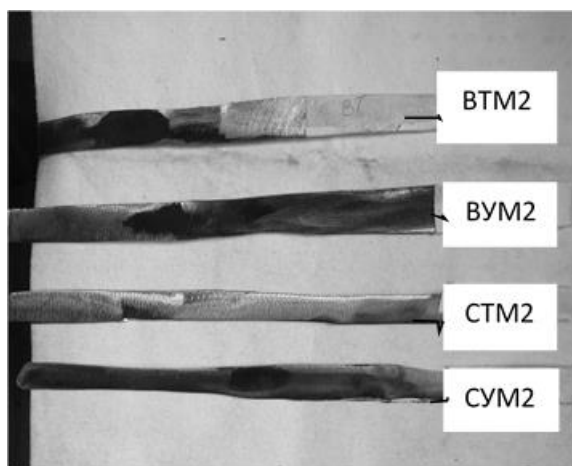


Рис. 6. Внешний вид образцов после 99 ч пребывания в активной среде и снятия бурого налета (подвергавшиеся УЗН воздействию образцы более темные)

Fig. 6. The appearance of the samples after 99 hours of exposure to the active environment and the removal of brown blanket (samples exposed to Ultrasonic are darker)

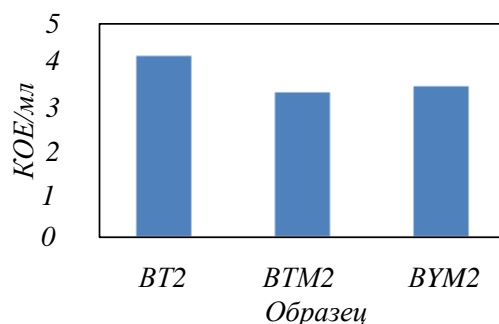


Рис. 7. Бактериальная заселенность воды из водоема, контактирующего с насыпью, содержащей известняк, после 300 ч выдержки (по оси ординат отложен десятичный логарифм от бактериальной заселенности)
Fig. 7. Bacterial population of water from a reservoir in contact with limestone after 300 hours of exposure (the y-axis shows the decimal logarithm of the bacterial population)

полагать, что УЗН колебания и остаточные механические напряжения способствуют развитию процессов коррозии в грунтовом электролите.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Koch G.H. et. al. Corrosion costs and preventive strategies in the United States. Washington D.C.: FHWA, 2001. P. 1–36.
2. Герасименко А.А. Защита от коррозии, старения и биоповреждений машин, оборудования и сооружений: справочник. Т. 1 / Под общ. ред. А.А. Герасименко. Москва: Машиностроение, 1987. 688 с.
3. Герасименко А.А. Биокоррозия и защита металлоконструкций. 2. Микробная коррозия оборудования нефтяной промышленности // Практика противокоррозионной защиты. 2001. № 2. С. 35–36.
4. Ахияров Р.Ж., Лаптев А.Б., Ибрагимов И.Г. Повышение промышленной безопасности эксплуатации объектов нефтедобычи при биозаражении и выпадении солей методом комплексной обработки пластовой воды // Нефтепромысловое дело. 2009. № 3. С. 44–46.
5. Singh A.K. Mitigation of microbial induced corrosion // SpringerBriefs in Materials. 2020. P. 107–129. https://doi.org/10.1007/978-981-15-8019-2_6
6. Капуткина Л.М., Смарикина И.В. и др. Влияние добавки азота на физико-химические свойства и сопротивление коррозии коррозионно - стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 7 (721). С. 29–35.
7. Svyazhin A., Kaputkina L., et. al. Nitrogen Steels and High-Nitrogen Steels // Industrial Technologies and Properties. Steel Research International. 2022. P. 2200160–2200190. <https://doi.org/10.1002/srin.202200160>
8. Розенфельд И.Л., Рубинштейн Ф.И. Антикоррозионные грунтовок и ингибированные

- лакокрасочные покрытия. Москва: Химия, 1980. 200 с.
9. Shiibashi M., Deng X., Miran W., Okamoto A. Mechanism of anaerobic microbial corrosion suppression by mild negative cathodic polarization on carbon steel // *Environmental Science and Technology Letters*. 2020. Vol. 7. No. 9. P. 690–694. <https://doi.org/10.1021/acs.estlett.0c00383>
 10. Самедов А.М., Алиева Л.И., Аббасов В.М. Ингибирующее и бактерицидное действие солей природных нафтеновых кислот при коррозии стали в морской воде // *Физико-химия поверхности и защита материалов*. 2008. Т. 44. № 4. С. 427–431.
 11. Богданова Т.И., Шехтер Ю.Н. Ингибируемые нефтяные составы для защиты от коррозии. Москва: Химия, 1984. 248 с.
 12. Грибанькова А.А., Мямина М.А., Белоглазов С.М. Микробиологическая коррозия мягкой стали в водно-солевых средах, содержащих сульфатредуцирующие бактерии // *Вестник балтийского федерального университета им. И. Канта*. 2011. № 7. С. 23–29.
 13. Lavanya M. A brief insight into microbial corrosion and its mitigation with eco-friendly inhibitors // *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*. 2021. Vol. 7. No. 3. <https://doi.org/10.1007/s40735-021-00563-y>
 14. Завьялов В.В., Завьялова Н.В. и др. Бактерицидные свойства модульных защитных материалов // *Вестник войск РХБ защиты*. 2022. Т. 6. № 2. С. 123–136. <https://doi.org/10.35825/2587-5728-2022-6-2-123-136>
 15. ГОСТ 18963 – 73. Вода питьевая. Методы санитарно-бактериологического анализа. Москва: Стандартинформ, 2008. 21 с.
 16. Zhang L., Li X.G., Du C.W., Cheng Y.F. Corrosion and stress corrosion cracking behavior of X70 pipeline steel in a CO₂-containing solution // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2009. Vol. 18. No. 3. P. 319–323. <https://doi.org/10.1007/s11665-008-9282-9>
 17. Liang P., Li X., Du C., Chen X. Stress corrosion cracking of X80 pipeline steel in simulated alkaline soil solution // *Materials and Design*. 2009. Vol. 30. No. 5. P. 1712–1717. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.07.012>
 18. Amor D.R., Ratzke C., Gore J. Transient invaders can induce shifts between alternative stable states of microbial communities // *Science advances*. 2020. Vol. 6. No. 8. <https://doi.org/10.1126/sciadv.aay8676>
 19. Котова И.Б., Тактарова Ю.В. и др. Микробная деградация пластика и пути ее интенсификации // *Микробиология*. 2021. Т. 90. № 6. С. 627–659. <https://doi.org/10.31857/S0026365621060082>
 20. Черкасов С.В. Железобактерии в системах питьевого водоснабжения // Сайт компании «Мировые Водные Технологии», статьи: – URL:<https://wwtec.ru/index.php?id=418> (дата обращения: 03.02.2023).
 21. Yang G., Gong M., et. al. A review of microbial corrosion in reclaimed water pipelines: challenges and mitigation strategies // *Water Practice and Technology*. 2022. Vol. 17. No. 3. P. 731–748. <https://doi.org/10.2166/wpt.2022.007>
 22. Zhou E., Xu D. et. al. Direct microbial electron uptake as a mechanism for stainless steel corrosion in aerobic environments // *Water Research*. 2022. Vol. 219. Article. 118553. <https://doi.org/10.1016/j.watres.2022.118553>

REFERENCES

1. Koch G.H. et. al. *Corrosion costs and preventive strategies in the United States*. Washington D.C.: FHWA, 2001, pp. 1–36.
2. Gerasimenko A.A. *Protection against corrosion, aging and biological damage of machines, equipment and structures. Vol. 1* / Gerasimenko A.A. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 688 p. (In Russ.).
3. Gerasimenko A.A. Biocorrosion and protection of metal structures. 2. Oil Industry Equipment Micro Corrosion. *Praktika protivokorroziionnoj zashchity*. 2001, no. 2, pp. 35–36. (In Russ.).
4. Akhiyarov R.Zh., Laptev A.B., Ibragimov I.G. Improving the Industrial Safety of Oil Production Facilities during Biological Contamination and Salt Deposition by Complex Formation Water Treatment. *Neftepromyslovoe delo*. 2009, no. 3, pp. 44–46. (In Russ.).
5. Singh A.K. Mitigation of microbial induced corrosion. *Springer Briefs in Materials*. 2020, pp. 107–129. https://doi.org/10.1007/978-981-15-8019-2_6
6. Kaputkina L.M., Smarygina I.V. et al. Influence of nitrogen additive on physical and chemical properties and corrosion resistance of corrosion-resistant steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2015, no. 7 (721), pp. 29–35. (In Russ.).
7. Svyazhin A., Kaputkina L., et al. Nitrogen Steels and High-Nitrogen Steels. Industrial Technologies and Properties. *Steel Research International*. 2022, pp. 2200160–2200190. <https://doi.org/10.1002/srin.202200160>
8. Rosenfeld I.L., Rubinstein F.I. *Anticorrosive primers and in-hybrid paint coatings*. Moscow: Himiya, 1980, 200 p. (In Russ.).

9. Shiibashi M., Deng X., Miran W., Okamoto A. Mechanism of anaerobic microbial corrosion suppression by mild negative cathodic polarization on carbon steel. *Environmental Science and Technology Letters*. 2020, vol. 7, no. 9, pp. 690–694. <https://doi.org/10.1021/acs.estlett.0c00383>
10. Samedov A.M., Aliyeva L.I., Abbasov V.M. Inhibition and bactericidal effect of salts of natural naphthenic acids during steel corrosion in seawater. *Fizikohimiya poverhnosti i zashchita materialov*. 2008, vol. 44, no 4, pp. 427–431. (In Russ.).
11. Bogdanova T.I., Shechter J.N. *Inhibited petroleum compositions for corrosion protection*. Moscow: Himiya, 1984, 248 p. (In Russ.).
12. Gribankova A.A., Myamina M.A., Beloglazov S.M. Microbiological corrosion of soft steel in water-salt media containing sulphate-curing bacteria. *Vestnik baltiyskogo federal'nogo universiteta im. I. Kanta*. 2011, no 7, pp. 23–29. (In Russ.).
13. Lavanya M. A brief insight into microbial corrosion and its mitigation with eco-friendly inhibitors. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*. 2021, vol. 7, no. 3. <https://doi.org/10.1007/s40735-021-00563-y>
14. Zavyalov V.V., Zavyalova N.V., etc. Bactericidal properties of modular protective materials. *Vestnik vojsk RHB zashchity*. 2022, vol. 6, no. 2, pp. 123–136. (In Russ.). <https://doi.org/10.35825/2587-5728-2022-6-2-123-136>
15. GOST 18963 – 73. *Drinking water. Methods of sanitary and bacteriological analysis*. Moscow: Standartinform, 2008, 21 p. (In Russ.).
16. Zhang L., Li X.G., Du C.W., Cheng Y.F. Corrosion and stress corrosion cracking behavior of X70 pipeline steel in a CO₂-containing solution. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2009, vol. 18, no. 3, pp. 319–323. <https://doi.org/10.1007/s11665-008-9282-9>
17. Liang P., Li X., Du C., Chen X. Stress corrosion cracking of X80 pipeline steel in simulated alkaline soil solution. *Materials and Design*. 2009, vol. 30, no. 5, pp. 1712–1717. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.07.012>
18. Amor D.R., Ratzke C., Gore J. Transient invaders can induce shifts between alternative stable states of microbial communities. *Science advances*. 2020, vol. 6, no. 8. <https://doi.org/10.1126/sciadv.aay8676>
19. Kotova I.B., Taktarova Yu.V., et al. Microbial degradation of plastic and ways of its intensification. *Mikrobiologiya*. 2021, vol. 90, no. 6, pp. 627–659. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S0026365621060082>
20. Cherkasov S.V. *Zhelezobacteria in drinking water supply systems. Website of the company "World Water Technologies"*. URL: <https://wwtec.ru/index.php?id=418> (date of appeal: 03.02.2023). (In Russ.).
21. Yang G., Gong M. et. al. A review of microbial corrosion in reclaimed water pipelines: challenges and mitigation strategies. *Water Practice and Technology*. 2022, vol. 17, no. 3, pp. 731–748. <https://doi.org/10.2166/wpt.2022.007>
22. Zhou E., Xu D., et. al. Direct microbial electron uptake as a mechanism for stainless steel corrosion in aerobic environments. *Water Research*. 2022, vol. 219, article 118553. <https://doi.org/10.1016/j.watres.2022.118553>

Сведения об авторах

Татьяна Юрьевна Истомина, ст. преподаватель кафедры физики, Московский государственный технический университет гражданской авиации
E-mail: t_yu_ist@mail.ru
ORCID: 0009-0005-5320-3017

Дмитрий Ефимович Капуткин, д.т.н., профессор кафедры физики, Московский государственный технический университет гражданской авиации
E-mail: d.kaputkin@mstuca.aero
ORCID: 0000-0002-2579-3014

Дмитрий Денисович Поляков, младший научный сотрудник, Всероссийский научно-исследовательский институт фитопатологии
E-mail: dima.123.98@mail.ru
ORCID: 0009-0004-1736-967X

Даниил Ильич Преферансов, студент, Московский государственный технический университет гражданской авиации
E-mail: preferansov@yandex.ru
ORCID: 0009-0009-2720-9094

Валентина Анатольевна Степанова, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, Московский государственный технический университет гражданской авиации
E-mail: s.valentin.a@mail.ru
ORCID: 0009-0006-5346-9963

Information about the authors

Tatyana YU. Istomina, Senior Lecturer of the Department of Physics, Moscow State Technical University of Civil Aviation
E-mail: t_yu_ist@mail.ru
ORCID: 0009-0005-5320-3017

Dmitry E. Kaputkin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of Department of Physics, Moscow State Technical University of Civil Aviation
E-mail: d.kaputkin@mstuca.aero
ORCID: 0000-0002-2579-3014

Dmitry D. Polyakov, Junior Researcher, Federal State Budgetary Scientific Institution "All-Russian Research Institute of Phytopathology"

E-mail: dima.123.98@mail.ru
ORCID: 0009-0004-1736-967X

Daniil I. Preferansov, student, Moscow State Technical University of Civil Aviation
E-mail: preferansov@yandex.ru
ORCID: 0009-0009-2720-9094

Valentina A. Stepanova, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Physics, Moscow State Technical University of Civil Aviation
E-mail: s.valentin.a@mail.ru
ORCID: 0009-0006-5346-9963

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 02.05.2023
После доработки 17.05.2023
Принята к публикации 22.05.2023

Received 02.05.2023
Revised 17.05.2023
Accepted 22.05.2023

Обзорная статья

УДК 621.78.083:544.015.

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-60-71

**МЕТОДЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В БЕЙНИТНЫХ СТАЛЯХ**

© 2023 г. А. Д. Филяков, В. Д. Сарычев, И. И. Чумачков

Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. К механическим свойствам и эксплуатационным характеристикам рельсовых сталей предъявляются повышенные требования. В связи с этим разработка новых марок рельсовых сталей на сегодняшний день является актуальной задачей. Бейнитные стали, не содержащие карбидов, являются своего рода потенциальными кандидатами для применения на железных дорогах, благодаря своей более высокой вязкости разрушения, сопротивлению усталости и износостойкости. Процесс термической обработки оказывает существенное влияние на механические свойства бейнитных рельсовых сталей. Решающим фактором, определяющим технологию производства рельсовых сталей, является прогнозирование микроструктуры. Для того, чтобы отойти от метода перебора, необходимо создавать математические модели охлаждения рельсов, учитывающие химический состав стали. Для моделирования структурно-фазовых превращений в рельсах для неизотермических условий разрабатываются два подхода: Аврами-Колмогорова с учетом правила Шейля и модель фазового поля. Настоящий обзор посвящен современным исследованиям по компьютерному моделированию структурно-фазовых превращений по этим двум подходам. Первый подход был предложен в 30-е годы XX века для изотермических условий, позднее был развит для неизотермического случая в рамках правила Шейля. В настоящее время к этому подходу интерес со стороны исследователей не ослабевает из-за малого времени расчета. Однако описать пространственное распределение фаз и структур этот метод не может, поэтому активно развиваются методы фазового поля, расчеты по которому могут занимать от нескольких часов до нескольких суток. В представленном обзоре проведен анализ указанных подходов, а также продемонстрированы их ограничения.

Ключевые слова: модель фазового поля, JМАК, фазовые превращения, бейнитная сталь, рельсы

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/?CODE=22-79-10229#>.

Для цитирования: Филяков А.Д., Сарычев В.Д., Чумачков И.И. Методы моделирования фазовых превращений в бейнитных сталях // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 60–71. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-60-71](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-60-71)

Original article

**MODELLING METHODS OF PHASE TRANSFORMATION IN BAINITIC STEEL:
A REVIEW**

© 2023 A. D. Filyakov, V. D. Sarychev, I. I. Chumachkov

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. For rail steels, there are increased requirements for the mechanical properties and performance characteristics. Therefore, the development of new grades of rail steel is an urgent task. Continuously cooled carbide-free bainitic steels are potential candidates for railway applications owing to their high fracture toughness, fatigue resistance,

and wear resistance. The heat-treatment process has a significant impact on the limiting mechanical properties of bainitic rail steels. Predicting the microstructure is a decisive factor in reshaping the production technology. To move away from the enumeration method, it is necessary to create mathematical models of rail cooling that consider the chemical composition. To model structural phase transformations in rails under non-isothermal conditions, two approaches are being developed: Avrami-Kolmogorov with the Scheil rule and the phase field model. This review focuses on modern research on computer simulations of structural phase transformations using these two approaches. The first approach was proposed in the 30 s of the 20th century for isothermal conditions and was later developed for the non-isothermal case in the framework of Scheil's rule. At present, the interest of researchers in this approach has not weakened owing to the short calculation time. However, this method cannot describe the spatial distribution of phases and structures; therefore, methods of the phase field are being actively developed, the calculations of which can range from several hours to several days. This review analyses these approaches and demonstrates their limitations.

Keywords: phase field model, JMAK, phase transformation, bainite steel, rails

Funding. This work was supported by the Russian Science Foundation no. 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/?CODE=22-79-10229#>.

For citation: Filyakov A.D., Sarychev V.D., Chumachkov I.I. Modelling methods of phase transformation in bainitic steel: a review. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 60–71. (In Russ.). [http://doi.org/http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-60-71](http://doi.org/http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-60-71)

Введение

На заре появления железных дорог рельсы изготавливались из чугуна. Но рост количества поездов и увеличение грузоперевозок в начале XIX века привели из-за хрупкости чугунных рельсов к отказу от них и к переходу на рельсы, изготовленные из стали. С момента появления рельсов из стали в 1856 году и в течение следующих 20 лет происходила эволюция их профилей до тех, что и сегодня используются во всем мире [1].

В настоящее время железнодорожный транспорт из-за высоких постоянных затрат и большой пропускной способности экономически наиболее выгоден при больших объемах перевозок [2]. Затраты на техническое обслуживание железнодорожной инфраструктуры могут составлять от 15 000 до 40 000 евро/км пути в европейских странах [3]. Выбор оптимальных рельсов, их проверка и обслуживание являются ключевыми для снижения затрат на поддержание железнодорожной инфраструктуры в рабочем состоянии [3].

К рельсовым сталям предъявляются повышенные требования по механическим свойствам и эксплуатационным характеристикам. Рельсы должны иметь высокие прочность, предел текучести и способность к деформационному упрочнению [4]. Обычно для изготовления рельсов применяют два типа сталей: перлитную и аустенит-мартенситную [5]. Во время эксплуатации рельсы подвергаются износу, поверхностной усталости, в них образуются трещины, происходит выкрашивание [4, 6]. В последние годы наблюдается тенденция к увеличению скорости движения поездов и нагрузки на ось, что спо-

собствует увеличению частоты появления описанных выше дефектов [7, 8].

В связи с этим актуальной задачей является разработка новых марок рельсовых сталей. В качестве кандидатов для следующего поколения высокопрочных рельсов рассматриваются бейнитные рельсовые стали, поскольку в них ниже содержание углерода и они обладают лучшими механическими свойствами по сравнению с перлитными сталями [9, 10].

В 1980-х годах XX столетия впервые была разработана бейнитная рельсовая сталь «Титан» для применения в системе высокоскоростных железных дорог. В 1996 году в США была разработана бейнитная рельсовая сталь J6 (термическая обработка которой включала воздушное охлаждение), которая показала более высокую стойкость к контактной усталости при качении по сравнению с перлитными сталями [10].

В настоящее время исследования сосредоточены на разработке так называемых бейнитных марок рельсовых сталей, чтобы производить рельсы с лучшими характеристиками по сравнению с перлитными марками рельсовых сталей. Поскольку структура бейнитной стали содержит несколько подтипов с различными свойствами (такими как верхний бейнит, нижний бейнит и бейнит без карбида), существует также несколько концепций производства бейнитных рельсовых сталей. Бейнит без карбида (CF-B) может быть получен путем легирования такими элементами, как кремний, хром, ванадий, молибден и т.д. [11].

Не содержащие карбидов бейнитные стали, термическая обработка которых включает не-

прерывное охлаждение, потенциально применимы на железных дорогах из-за более высоких вязкости разрушения и сопротивления усталости [12 – 15]. Однако за счет изотермической термообработки [15 – 17] толщина бейнитной рейки может достигать нанометрового уровня. Такие бейнитные стали обладают лучшими механическими свойствами, чем бейнитные стали, термическая обработка которых включает непрерывное охлаждение. Но изотермическую обработку сложно применять на реальной производственной линии, особенно при производстве рельсов длиной 100 м, поэтому в работе [18] сосредоточились на изучении реального производства рельсов из бейнитных сталей, не содержащих карбидов, при непрерывном охлаждении.

В последние годы было проведено множество полевых и лабораторных исследований по изучению характеристик износа и поведения при повреждениях перлитных рельсовых и колесных сталей [19 – 25]. В целом факторы, влияющие на износ и характеристики контактной усталости при качении перлитной стали, относительно ясны.

Что касается бейнитной стали, исследования в основном были сосредоточены на сравнении износостойкости [26 – 30] и контактной усталости при качении [14, 18, 27, 31] при одинаковых условиях эксплуатации рельсов из бейнитных и перлитных сталей. Однако результаты очень противоречивы. Некоторые исследователи полагают, что повышение износостойкости рельсов из бейнитных сталей обусловлено преобразованием микроструктуры поверхности в процессе износа [30]. Эффект пластичности, вызванный трансформацией (TRIP), и большой допуск степени пластической деформации [28] способствовал повышению их износостойкости. Некоторые из этих исследований показали, что рельсы из бейнитных сталей обладают лучшей стойкостью к контактной усталости при качении [18, 27, 31], что объясняется отсутствием поверхностных и приповерхностных микротрещин [27], а также высокой усталостной прочностью [31].

Процесс термической обработки оказывает существенное влияние на предельные механические свойства бейнитных рельсовых сталей. Прогнозирование микроструктуры является решающим фактором, определяющим технологию их производства [32].

В настоящее время широко распространено автоматизированное проектирование обработки материалов. Помимо одношаговых процессов моделируются целые производственные цепочки. Типичные задачи оптимизации производственных цепочек основаны на моделировании различных вариантов нескольких процессов в соот-

ветствии с применяемым методом оптимизации. Для моделирования и расчета целевой функции необходимы полностью связанные тепломеханические и микроструктурные модели.

В основе моделей, используемых для определения эволюции микроструктуры при горячей штамповке и охлаждении, лежит вычисление кинетики фазовых превращений.

В настоящей работе рассмотрены модели, применяемые для определения фазовых превращений, на основе уравнения Колмогорова – Джонсона – Мела – Аврами (ЖМАК) и метода фазового поля.

Перспективные применения моделей связаны с оптимизацией производственных цепочек, ключевыми параметрами при выборе моделей являются малое время вычислений и высокая точность получаемых результатов. Именно поэтому рассматриваются модели ЖМАК и метод фазового поля.

Модель Колмогорова – Джонсона – Мела – Аврами (ЖМАК)

Основы моделей, описывающих нестационарные фазовые превращения, были заложены в конце 1930-х гг. Джонсоном, Мелом, Аврами и Колмогоровым (ЖМАК) [33]. Данный подход основан на определении кинетики системы, при этом микроструктурные аспекты фазовых превращений игнорируются [34]. Исторически сложилось так, что уравнение ЖМАК и его модификации обычно используются для быстрого моделирования фазовых превращений [35].

Основные положения моделей, основанных на ЖМАК уравнении, можно записать в виде

$$V(t) = 1 - e^{-V_e(t)}, \quad (1)$$

где V – доля превращенной фазы; V_e – так называемый расширенный объем преобразованной фазы.

Экспоненциальная часть уравнения (1) может быть представлена в виде $\exp\left[a\left(\frac{t}{t_x}\right)^n\right]$, где коэффициент a зависит от времени t_x , которое является «базовым временем». Можно представить $a = \ln(1 - X_b)$ (где X_b – объемная доля новой фазы после «базового времени»).

При моделировании рекристаллизации в качестве основного времени обычно используется время 50 % рекристаллизации ($t_{0,50}$).

В этом случае $X_b = 0,5$ и $a = \ln(0,5) = 0,693$. Однако это базовое время не используется при моделировании фазовых превращений в сталях, а вместо него используется один коэффициент Аврами k :

$$X = 1 - \exp(-kt^n). \quad (2)$$

В твердом состоянии фазовые превращения часто носят гетерогенный характер и могут быть описаны как результат трех одновременно действующих механизмов: зарождения частиц продуктовой фазы, их роста и их столкновения на более поздних стадиях фазового превращения [36].

Кинетическое уравнение ЖМАК справедливо только при ряде предварительных условий: фазы распределены случайным образом; зародышеобразование является случайным; скорости роста постоянны и не зависят от положения в образце; столкновение с объектами, отличными от соседних доменов фазы продукта, незначительно; рост фазы одинаков во всех направлениях; состояние равновесия постоянно. Выявлено несколько механизмов, вызывающих отклонения от этих предпосылок, к ним относятся: эффект Гиббса-Томсона (или капиллярный) эффект; аннигиляция вакансий; блокировка за счет анизотропного роста; внутренние напряжения и удары о дефекты [37].

Если объемные отношения растущих зародышей малы, уравнение ЖМАК очень хорошо аппроксимирует истинную преобразованную долю, что имеет место в начале превращения и когда система содержит очень большое количество зародышей, так что превращение завершается до того, как зародыши достигнут больших объемных отношений.

Если система содержит небольшое количество зародышей с относительно большими объемными отношениями, независимо от того, насколько велик объем системы, предсказания уравнения ЖМАК отклоняются от истинной доли преобразования. В этом случае следует применять точное уравнение (5), описанное в работе [38]. Чем меньше количество растущих зародышей, тем больше отклонение преобразованной доли, предсказываемой уравнением ЖМАК.

Для любого числа и соотношения объемов растущих зародышей уравнение (5), описанное в работе [38], правильно предсказывает истинное количество трансформированной фракции. Уравнение особенно полезно для расчета трансформированной доли от роста небольшого количества зародышей [38].

Кроме того, в работе [39] удалось создать аналитические решения для выражений классической модели, что сделало определение кинетических параметров с помощью экспериментов гораздо более практичным. Однако кинетические параметры, определенные в соответствии с этой моделью, иногда расходятся с предположениями модели [40]. Чтобы преодолеть этот недостаток, модель ЖМАК усовершенствована пу-

тем модификации модулей зародышеобразования, роста и столкновения. Например, неоднородность [41], самокатализ [42] и смесь [43] дополнительно рассматриваются в модуле зародышеобразования, а неравномерный рост фаз во всех направлениях и условия, при которых зародыши фаз в модели распределены не случайно [40], рассматриваются в модуле столкновения, который также вводит один или несколько новых кинетических параметров в классическую модель ЖМАК. Другая хорошо принятая стратегия состоит в том, чтобы рассматривать модель ЖМАК полуэмпирически в соответствии с серией симуляций и экспериментов [44]. Среди них модель ЖМАК с включенным индексом зародышеобразования (NI-ЖМАК), которая прекрасно решает проблему классической модели ЖМАК, принимая самокатализ нуклеации и введение одного нового кинетического параметра: индекса нуклеации.

Достоверность анализа ЖМАК подвергалась критике в работе [45]. Поскольку это теория среднего поля, можно было бы ожидать, что она становится менее достоверной по мере приближения к порогу перколяции. Здесь формы растущих регионов должны стать более важными. В работе [46] показано, что форма уравнения ЖМАК сохраняется для случайно ориентированных анизотропно растущих частиц, если анизотропия не слишком велика. Однако сомнительно, что это остается верным для частиц с очень высокой анизотропией. Наиболее серьезные ошибки ЖМАК анализа проявляются, когда нарушается предположение о случайном зарождении и росте [47]. Наконец, важно признать, что уравнение ЖМАК является изотермическим уравнением. Простые расширения для описания неизотермических превращений зародышеобразования и роста явно ошибочны [48]. Ясно, что уравнение ЖМАК следует использовать с осторожностью даже для описания изотермических превращений. В частности, независимые исследования трансформирующихся микроструктур необходимы для правильной интерпретации трансформации [49].

Метод фазового поля

Метод фазового поля является мощным вычислительным подходом к моделированию и прогнозированию мезомасштабной морфологической и микроструктурной эволюции материалов [50]. Изначально метод фазового поля применялся при описании процессов кристаллизации [51, 52]. В работе [53] представлен процесс моделирования затвердевания сталей и зародышеобразования графита в чугунах. Другим важным примером является работа [54], посвящен-

ная моделированию перитектического затвердевания в Fe – C. Приведенные выше примеры моделирования фазовых переходов из жидкости в твердое тело являются классическими. В настоящее время метод фазового поля также активно применяется для моделирования фазовых превращений в твердом теле.

В контексте анализа сильных и слабых сторон методологии фазового поля и ее применения к сталям полезно кратко вспомнить основы этого подхода. Например, уравнения многофазного поля, предложенные в работе [55], используются, поскольку они обеспечивают простую корреляцию с физическими параметрами (например, подвижностью интерфейса и энергией). В этом подходе каждая составляющая микроструктуры (то есть зерна i) задается собственным параметром фазового поля $\Phi_i = [1, \dots, N]$ (где $\Phi_i = 1$ внутри зерна i и $\Phi_i = 0$ в других местах). На границе двух зерен происходит постепенное изменение двух соответствующих параметров фазового поля от 0 до 1 так, что $\sum_i^N \phi_i(r, t) = 1$ выполняется в каждой позиции r в области моделирования с общим числом N зерен. Скорость изменения параметров фазового поля определяется системой связанных дифференциальных уравнений [55]:

$$\frac{d\phi_i}{dt} = \sum_{i \neq j} \mu_{ij} \left[\sigma_{ij} \left\{ \phi_j \nabla^2 \phi_i - \phi_i \nabla^2 \phi_j + \frac{\pi^2}{2\eta_{ij}^2} (\phi_i - \phi_j) \right\} + \frac{\pi}{\eta_{ij}} \sqrt{\phi_i \phi_j \Delta G_{ij}} \right], \quad (3)$$

где μ_{ij} – подвижность границы раздела; σ_{ij} – энергия поверхности раздела; η_{ij} – толщина границы раздела; G_{ij} – движущая сила (изменение энергии Гиббса при фазовом превращении) [56].

При малых переохлаждениях ΔT_{ij} движущая сила G_{ij} может быть аппроксимирована для перехода из фазы i в фазу j . В данном случае считается, что фактическая температура T близка к равновесной температуре T_{ij}^0 и поэтому изменение энтальпии ΔH_{ij}^0 и энтропии ΔS_{ij}^0 при изменении температуры $T_{ij}^0 - T$ незначительно [57]:

$$\Delta G_{ij} = \frac{\Delta H_{ij}^0}{T_{ij}^0} (T_{ij}^0 - T) = \Delta S_{ij}^0 \Delta T_{ij}. \quad (4)$$

В многокомпонентных сплавах движущая сила обычно связана с концентрацией компонентов:

$$\Delta G_{ij} = G_M^i(c_k^i) - \sum_{k=1}^n c_k^i \mu_k^i(c_k^i), \quad (5)$$

где c_k^i – молярная доля компонента k в фазе i ; μ_k^i – химический потенциал компонента k в фазе i ; G_M^i – молярная энергия Гиббса фазы j .

Концентрации связаны равновесными коэффициентами распределения k_{iR} , которые обычно являются функцией температуры. Для произвольно выбранной эталонной фазы R транспорт растворенного вещества может быть описан уравнением [57]:

$$\dot{c}(\vec{x}, t) = \nabla \left(\sum_{i=1}^n \phi_i D_i \nabla (k_{iR} c_R) \right). \quad (6)$$

где D_i – коэффициент диффузии компонента i ; k_{iR} – равновесный коэффициент распределения компонента i в эталонной фазе R ; c_R – концентрация эталонной фазы [57].

Эволюция параметров фазового поля, описывающих микроструктуру, определяется минимизацией полной свободной энергии системы. Уравнения фазового поля могут быть связаны с уравнениями диффузии. Кроме того, можно учитывать вклад упругих деформаций в свободную энергию, а уравнения фазового поля можно связать с уравнениями температуры [53]. Каждое зерно в области моделирования может быть охарактеризовано рядом атрибутов, что увеличивает количество потенциальных свойств интерфейса ($\mu_{ij}, \sigma_{ij}, \eta_{ij}$), которые необходимо ввести в качестве входных данных. Следует отметить, что точное знание межфазных параметров, в частности подвижностей и их потенциальной анизотропии, весьма ограничено. Поскольку PFM получен как модель роста, зарождение зерен с новой фазой является еще одним процессом, который должен быть количественно определен как входная информация. Результаты моделирования PFM заметно зависят от выбранной плотности и распределения зародышей, а также от скорости образования зародышей. В результате межфазные подвижности, факторы анизотропии и сценарии зародышеобразования могут использоваться в качестве регулируемых параметров при количественном описании экспериментальных наблюдений.

Вычисление на границе между двумя фазами является очень ресурсоемкой задачей в методе фазового поля из-за диффузного характера интерфейса. Чтобы уменьшить вычислительные затраты, толщина интерфейса, используемая в

моделировании, часто может быть на несколько порядков больше фактической толщины интерфейса. Следовательно, для написания корректных выводов требуется тщательный асимптотический анализ результатов моделирования. Имеются различные допущения для области интерфейса для фазовых превращений, которые рассматривают эту область как смесь двух фаз, имеющих одинаковый состав, или как смесь двух фаз с различным составом, которые определяются постоянным соотношением для каждого элемента [56].

Метод фазового поля применим к большому количеству микроскопических систем только тогда, когда ξ намного больше, чем любая конкретная микроскопическая длина. Интерпретируемая в смысле описания универсальных свойств многих микроскопических моделей, величина ξ представляет собой мезоскопическую длину. Аналогичным образом модели с острыми границами применимы к большому количеству континуальных полевых моделей формирования паттернов или фазового разделения в том пределе, что масштабы длины, определяемые паттернами, намного больше, чем ξ . Однако существует важное различие в построении двух подходов. Стандартные модели четкого интерфейса строятся на основе феноменологических описаний интерфейсов, в то время как модели фазового поля могут быть построены так, чтобы явно подчиняться фундаментальным принципам статистической механики [58].

В то время, как модели непрерывного фазового поля обеспечивают фундаментальный подход, который является ясным и работоспособным, важно установить связь между этим описанием и описанием точного интерфейса. Основная трудность, которая возникает, состоит в том, как учесть конечную толщину ξ диффузной границы модели сплошной среды. Некоторые исследователи извлекли уравнения интерфейса, взяв предел, при котором ширина интерфейса модели фазового поля стремится к нулю для задачи Стефана. Этот подход не очень удобен, так как ширина интерфейса всегда конечна. Совсем недавно эти расчеты были расширены для специального выбора функционала свободной энергии F , чтобы включить интерфейс ненулевой ширины [58].

Преимущества метода фазового поля по сравнению с моделями, базирующимися на ЖМАК уравнении, хорошо видны в работе [59]. В ней демонстрируется экстремальный сценарий, в котором симулируется рост единичной частицы в центре квадратной исходной фазы. Уравнение ЖМАК предсказывает более медленное развитие доли фазы по сравнению с точным

аналитическим решением и методом фазового поля. Метод ЖМАК основан на случайности: если бы частица была помещена где-то еще, кроме центра, столкновение произошло бы раньше. Кроме того, как указывалось ранее, теория требует, чтобы растущая частица была намного меньше, чем объем материала в целом; частицы присутствуют и растут, потребляя большие доли матрицы. Это нереалистичный сценарий для приложений, где рассчитывается реальная микроструктурная эволюция.

Наиболее очевидное различие между механистическим методом ЖМАК и методом фазового поля, в который трудно включить атомистическую информацию, заключается в том, что последний позволяет изобразить структуру по мере ее развития.

Это невозможно для метода ЖМАК, учитывая его зависимость от вероятностей и преобразования между расширенным и реальным пространством. В правильно выбранных задачах метод фазового поля может лучше учитывать явления, в которых существует перекрытие между диффузионными или температурными полями частиц, которые растут из разных мест. Действительно, точное определение таких полей во всем пространстве моделирования является обычным делом. В случае ЖМАК используется либо приближение среднего поля, в котором для расчета граничных условий предполагается, что, например, диффундирующее растворенное вещество равномерно распределяется по исходной фазе во время превращения, либо какое-то приближенное аналитическое решение используется для обработки перекрывающихся полей [57].

Заключение

В настоящее время ведутся интенсивные исследования бейнитных марок рельсовых сталей без карбидов. Важную роль при этом играет химический состав и соответствующие параметры термообработки рельсов. Для того, чтобы отойти от метода перебора, необходимо создавать математические модели охлаждения рельсов, учитывающие химический состав стали. В современной зарубежной литературе по этой тематике рассматриваются два основных подхода: нульмерное моделирование, основанное на подходе ЖМАК, и 3D-моделирование, основанное на модели фазового поля. Первый подход был предложен в 30-е годы XX века для изотермических условий, позднее был развит для неизотермического случая в рамках правила Шейля. В настоящее время к этому подходу интерес со стороны исследователей не ослабевает из-за малого времени расчета. Однако описать пространственное распределение фаз и структур

этот метод не может, поэтому активно развиваются методы фазового поля, расчеты по которому могут составлять от нескольких часов до нескольких суток. В представленном обзоре проведен анализ указанных подходов, а также продемонстрированы их ограничения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Garnham J.E., Davis C.L. *Rail materials*. In: *Wheel-rail interface handbook*. 2009. P. 125–171. <https://doi.org/10.1533/9781845696788.1.125>
- Vickerman R. *International Encyclopedia of Transportation*. Elsevier, 2021. P. 4569–4418.
- Mićić M., Brajović L., Lazarević L., Popović Z. Inspection of RCF rail defects – Review of NDT methods // *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2023. Vol. 182. Article 109568.
- Królicka A., Lesiuk G., Radwański K., Kuziak R., et al. Comparison of fatigue crack growth rate: Pearlitic rail versus bainitic rail // *International Journal of Fatigue*. 2021. Vol. 149. Article 106280. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106280>
- Aglan H.A. *Fatigue crack growth and fracture behavior of bainitic rail steels*. United States. Federal Railroad Administration. Office of Railroad Policy and Development, 2011.
- Ruijie Z., Chunlei Z., Bo L., Xubiao W., Xiaofeng L., et al. Research progress on rolling contact fatigue damage of bainitic rail steel // *Engineering Failure Analysis*. 2022. Article 106875. <http://dx.doi.org/10.56748/ejse.131621>
- Hasan S.M., Chakrabarti D., Singh S.B. Dry rolling/sliding wear behaviour of pearlitic rail and newly developed carbide-free bainitic rail steels // *Wear*. 2018. Vol. 408. P. 151–159. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.05.006>
- Tung P.Y., Zhou X., Morsdorf L., Morsdorf L., et al. Formation mechanism of brown etching layers in pearlitic rail steel // *Materialia*. 2022. Vol. 26. Article 101625. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101625>
- Wang K., Tan Z., Gao G., Gui X., Misra, Bingzhe Baia. 2016. “Ultrahigh strength-toughness combination in Bainitic rail steel: The determining role of austenite stability during tempering” // *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 662. P. 162–168. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.043>
- Zhang R., Zheng C., Chen C., Lv B., et al. Study on fatigue wear competition mechanism and microstructure evolution on the surface of a bainitic steel rail // *Wear*. 2021. Vol. 482. Article 203978. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2021.203978>
- Stock R., Pippin R. RCF and wear in theory and practice-The influence of rail grade on wear and RCF // *Wear*. 2011. Vol. 271. No. 1-2. P. 125–133. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.015>
- Ueda M., Matsuda K. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels // *Wear*. 2020. Vol. 444. Article 203120. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203120>
- Kumar A., Dutta A., Makineni S.K., Herbig M., et al. In-situ observation of strain partitioning and damage development in continuously cooled carbide-free bainitic steels using micro digital image correlation // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 757. P. 107–116. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.098>
- Sourmail T., Caballero F.G., García-Mateo C., Smanio V., et al. Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications // *Materials Science and Technology*. 2013. Vol. 29. No. 10. P. 1166–1173. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284713Y.0000000242>
- Kumar A., Makineni S.K., Dutta A., Goulas C., et al. Design of high-strength and damage-resistant carbide-free fine bainitic steels for railway crossing applications // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 759. P. 210–223.
- Leiro A., Kankanala A., Vuorinen E., Prakash B. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions // *Wear*. 2011. Vol. 273. No. 1. P. 2–8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.025>
- Hu F., Wu K.M., Hodgson P.D. Effect of retained austenite on wear resistance of nanostructured dual phase steels // *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32. No. 1. P. 40–48.
- Liu J., Li Y., Zhang Y., Hu Y., et al. Dry rolling/sliding wear of bainitic rail steels under different contact stresses and slip ratios // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 20. P. 4678. <http://dx.doi.org/10.3390/ma13204678>
- Masoumi M., Ariza E.A., Sinatora A., Goldenstein H. Role of crystallographic orientation and grain boundaries in fatigue crack propagation in used pearlitic rail steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 722. P. 147–155. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.028>
- Zhou Y., Wang S., Wang T., Xu Y., Li Z. Field and laboratory investigation of the relationship between rail head check and wear in a heavy-haul railway // *Wear*. 2014. Vol. 315. No. 1–2. P. 68–77. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.04.004>

21. Ding H.H., Fu Z.K., Wang W.J., Guo J., et al. Investigation on the effect of rotational speed on rolling wear and damage behaviors of wheel/rail materials // *Wear*. 2015. Vol. 330. P. 563–570. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.043>
22. Huang Y.B., Shi L.B., Zhao X.J., Cai Z.B., et al. On the formation and damage mechanism of rolling contact fatigue surface cracks of wheel/rail under the dry condition // *Wear*. 2018. Vol. 400. P. 62–73. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.020>
23. Guo L.C., Zhu W.T., Shi L.B., Liu Q.Y., et al. Study on wear transition mechanism and wear map of CL60 wheel material under dry and wet conditions // *Wear*. 2019. Vol. 426. P. 1771–1780. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2018.12.049>
24. Maya-Johnson S., Santa J. F., Toro A. Dry and lubricated wear of rail steel under rolling contact fatigue-Wear mechanisms and crack growth // *Wear*. 2017. Vol. 380. P. 240–250. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.03.025>
25. Benoît D., Salima B., Marion R. Multiscale characterization of head check initiation on rails under rolling contact fatigue: Mechanical and microstructure analysis // *Wear*. 2016. Vol. 366. P. 383–391. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2016.06.019>
26. Messaadi M., Oomen M., Kumar A. Friction modifiers effects on tribological behaviour of bainitic rail steels // *Tribology international*. 2019. Vol. 140. Article 105857.
27. Lee K.M., Polycarpou A.A. Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels // *Wear*. 2005. Vol. 259. No. 1–6. P. 391–399. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2005.02.058>
28. Hasan S.M., Chakrabarti D., Singh S.B. Dry rolling/sliding wear behaviour of pearlitic rail and newly developed carbide-free bainitic rail steels // *Wear*. 2018. Vol. 408. P. 151–159. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2018.05.006>
29. Liu J.P., Li Y.Q., Zhou Q.Y., Zhang Y. H., et al. New insight into the dry rolling-sliding wear mechanism of carbide-free bainitic and pearlitic steel // *Wear*. 2019. Vol. 432. Article 202943. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.202943>
30. Chen Y., Ren R., Pan J., Pan R., et al. Microstructure evolution of rail steels under different dry sliding conditions: A comparison between pearlitic and bainitic microstructures // *Wear*. 2019. Vol. 438. Article 203011. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203011>
31. Li Q., Guo J., Zhao A. Effect of upper bainite on wear behaviour of high-speed wheel steel // *Tribology Letters*. 2019. Vol. 67. P. 1–9.
32. Kuziak R., Pidvysotsky V., Pernach M., Rauch L., et al. Selection of the best phase transformation model for optimization of manufacturing processes of pearlitic steel rails // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2019. Vol. 19. P. 535–546. <http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2018.12.004>
33. Tehler M. *Modeling phase transformations and volume changes during cooling of case hardening steels*. KTH, 2009.
34. Bzowski K., Rauch L., Pietrzyk M. Application of statistical representation of the microstructure to modeling of phase transformations in DP steels by solution of the diffusion equation // *Procedia Manufacturing*. 2018. Vol. 15. P. 1847–1855. <http://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.205>
35. Rauch L., Kuziak R., Pietrzyk M. From high accuracy to high efficiency in simulations of processing of Dual-Phase steels // *Metallurgical and Materials transactions B*. 2014 Vol. 45. P. 497–506. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-013-9926-5>
36. Rheingans B., Mittemeijer E.J. Phase transformation kinetics: advanced modeling strategies // *JOM*. 2013. Vol. 65. P. 1145–1154.
37. Starink M.J. On the meaning of the impingement parameter in kinetic equations for nucleation and growth reactions // *Journal of Materials Science*. 2001. Vol. 36. No. 18. P. 4433–4441.
38. Todinov M.T. On some limitations of the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov equation // *Acta materialia*. 2000. Vol. 48. No. 17. P. 4217–4224.
39. Kempen A.T.W., Sommer F., Mittemeijer E.J. Determination and interpretation of isothermal and non-isothermal transformation kinetics; the effective activation energies in terms of nucleation and growth // *Journal of materials science*. 2002. Vol. 37. P. 1321–1332. <https://doi.org/10.1023/a:1014556109351>
40. Liu F., Sommer F., Bos C., Mittemeijer E.J. Analysis of solid state phase transformation kinetics: models and recipes // *International materials reviews*. 2007. Vol. 52. No. 4. P. 193–212. <http://dx.doi.org/10.1179/174328007X160308>
41. Robson J.D. Modeling competitive continuous and discontinuous precipitation // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. No. 20. P. 7781–7790. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.017>
42. Ranganathan S., Von Heimendahl M. The three activation energies with isothermal transformations: applications to metallic glasses // *Journal of Materials Science*. 1981. Vol. 16. P. 2401–2404.
43. Liu F., Sommer F., Mittemeijer E.J. Analysis of the kinetics of phase transformations; roles

- of nucleation index and temperature dependent site saturation, and recipes for the extraction of kinetic parameters // *Journal of Materials Science*. 2007. Vol. 42. P. 573–587.
44. Dill E.D., Folmer J.C.W., Martin J.D. Crystal growth simulations to establish physically relevant kinetic parameters from the empirical Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami model // *Chemistry of Materials*. 2013. Vol. 25. No. 20. P. 3941–3951.
 45. Weinberg M.C. A test of the Johnson-Mehl-Avrami equation // *Journal of crystal growth*. 1987. Vol. 82. No. 4. P. 779–780. [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(87\)80025-8](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(87)80025-8)
 46. Weinberg M.C., Birnie III D.P., Shneidman V.A. Crystallization kinetics and the JMAK equation // *Journal of non-crystalline solids*. 1997. Vol. 219. P. 89–99. <https://doi.org/10.1016/S0022-3093%2897%2900261-5>
 47. Kelton K.F., Spaepen F.A. A study of the devitrification of Pd₈₂Si₁₈ over a wide temperature range // *Acta Metallurgica*. 1985. Vol. 33. No. 3. P. 455–464.
 48. Yinnon H., Uhlmann D.R. Applications of thermoanalytical techniques to the study of crystallization kinetics in glass-forming liquids, part I: theory // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1983. Vol. 54. No. 3. P. 253–275.
 49. Levine L.E., Narayan K.L., Kelton K.F. Finite size corrections for the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov equation // *Journal of Materials Research*. 1997. Vol. 12. P. 124–132.
 50. Chen L.Q. *Annu Rev Mater Res* // *Annu. Rev. Mater. Res*. 2002. Vol. 32. P. 113–140.
 51. Fallah V., Amoorezaei M., Provatas N., Corbin S.F., et al. Phase-field simulation of solidification morphology in laser powder deposition of Ti–Nb alloys // *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. No. 4. P. 1633–1646. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.009>
 52. Beckermann C., Diepers H.J., Steinbach I., Karma A., et al. Modeling melt convection in phase-field simulations of solidification // *Journal of Computational Physics*. 1999. Vol. 154. No. 2. P. 468–496.
 53. Böttger B., Apel M., Eiken J., Schaffnit P., et al. Phase-Field simulation of solidification and solid-state transformations in multicomponent steels // *Steel Research International*. 2008. Vol. 79. No. 8. P. 608–616. <http://dx.doi.org/10.2374/SRI08SP021-79-2008-608>
 54. Taden J. Phase-field simulations of the peritectic solidification of Fe–C // *Journal of Crystal Growth*. 1999. Vol. 198. P. 1275–1280.
 55. Steinbach I., Pezzolla F., Nestler B., Seeber M., et al. A phase field concept for multiphase systems // *Physica D: Nonlinear Phenomena*. 1996. Vol. 94. No. 3. P. 135–147.
 56. Militzer M. Phase field modeling of microstructure evolution in steels // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2011. Vol. 15. No. 3. P. 106–115. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2010.10.001>
 57. Pariser G., Schaffnit P., Steinbach I., Bleck, W. Simulation of the γ – α -transformation using the phase-field method // *Steel Research*. 2001. Vol. 72. No. 9. P. 354–360. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.200100130>
 58. Elder K.R., Grant M., Provatas N., Kosterlitz J. M. Sharp interface limits of phase-field models // *Physical Review E*. 2001. Vol. 64. No. 2. Article 021604. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevE.64.021604>
 59. Jou H.J., Lusk M.T. Comparison of Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetics with a phase-field model for microstructural evolution driven by substructure energy // *Physical Review B*. 1997. Vol. 55. No. 13. P. 8114. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.55.8114>

REFERENCES

1. Garnham J.E., Davis C.L. *Rail materials*. In: *Wheel-rail interface handbook*. 2009, pp. 125–171. <https://doi.org/10.1533/9781845696788.1.125>
2. Vickerman R. *International Encyclopedia of Transportation*. Elsevier, 2021, pp. 4569–4418.
3. Mičić M., Brajović L., Lazarević L., Popović Z. Inspection of RCF rail defects—Review of NDT methods. *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2023, vol. 182, article 109568.
4. Królicka A., Lesiuk G., Radwański K., Kuziak R., et al. Comparison of fatigue crack growth rate: Pearlitic rail versus bainitic rail. *International Journal of Fatigue*. *International Journal of Fatigue*. 2021, vol. 149, article 106280. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106280>
5. Aglan H.A. *Fatigue crack growth and fracture behavior of bainitic rail steels*. United States. Federal Railroad Administration. Office of Railroad Policy and Development, 2011.
6. Ruijie Z., Chunlei Z., Bo L., Xubiao W., Xiaofeng L., et al. Research progress on rolling contact fatigue damage of bainitic rail steel. *Engineering Failure Analysis*. 2022, article 106875. <http://dx.doi.org/10.56748/ejse.131621>
7. Hasan S.M., Chakrabarti D., Singh S.B. Dry rolling/sliding wear behaviour of pearlitic rail and newly developed carbide-free bainitic rail

- steels. *Wear*. 2018, vol. 408, pp. 151–159. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.05.006>
8. Tung P.Y., Zhou X., Morsdorf L., Morsdorf L., et al. Formation mechanism of brown etching layers in pearlitic rail steel. *Materialia*. 2022, vol. 26, article 101625. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101625>
 9. Wang K., Tan Z., Gao G., Gui X., et al. Misra, Bingzhe Baia. 2016. “Ultrahigh strength-toughness combination in Bainitic rail steel: The determining role of austenite stability during tempering”. *Materials Science and Engineering A*. 2016, vol. 662, pp. 162–168. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.043>
 10. Zhang R., Zheng C., Chen C., Lv B., et al. Study on fatigue wear competition mechanism and microstructure evolution on the surface of a bainitic steel rail. *Wear*. 2021, vol. 482, article 203978. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2021.203978>
 11. Stock R., Pippin R. RCF and wear in theory and practice-The influence of rail grade on wear and RCF. *Wear*. 2011, vol. 271, no. 1-2, pp. 125–133. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.015>
 12. Ueda M., Matsuda K. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. *Wear*. 2020, vol. 444, article 203120. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203120>
 13. Kumar A., Dutta A., Makineni S.K., Herbig M., et al. In-situ observation of strain partitioning and damage development in continuously cooled carbide-free bainitic steels using micro digital image correlation. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 757, pp. 107–116. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.098>
 14. Sourmail T., Caballero F.G., García-Mateo C., Smanio V., et al. Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications. *Materials Science and Technology*. 2013, vol. 29, no. 10, pp. 1166–1173. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284713Y.00000000242>
 15. Kumar A., Makineni S.K., Dutta A., Goulas C., et al. Design of high-strength and damage-resistant carbide-free fine bainitic steels for railway crossing applications. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 759, pp. 210–223.
 16. Leiro A., Kankanala A., Vuorinen E., Prakash B. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions. *Wear*. 2011, vol. 273, no. 1, pp. 2–8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.025>
 17. Hu F., Wu K.M., Hodgson P.D. Effect of retained austenite on wear resistance of nanostructured dual phase steels. *Materials Science and Technology*. 2016, vol. 32, no. 1, pp. 40–48.
 18. Liu J., Li Y., Zhang Y., Hu Y., et al. Dry rolling/sliding wear of bainitic rail steels under different contact stresses and slip ratios. *Materials*. 2020, vol. 13, no. 20, pp. 4678. <http://dx.doi.org/10.3390/ma13204678>
 19. Masoumi M., Ariza E. A., Sinatora A., Goldenstein H. Role of crystallographic orientation and grain boundaries in fatigue crack propagation in used pearlitic rail steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, vol. 722, pp. 147–155. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.028>
 20. Zhou Y., Wang S., Wang T., Xu Y., Li Z. Field and laboratory investigation of the relationship between rail head check and wear in a heavy-haul railway. *Wear*. 2014, vol. 315, no. 1-2, pp. 68–77. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.04.004>
 21. Ding H.H., Fu Z.K., Wang W.J., Guo J., et al. Investigation on the effect of rotational speed on rolling wear and damage behaviors of wheel/rail materials. *Wear*. 2015, vol. 330, pp. 563–570. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.043>
 22. Huang Y.B., Shi L.B., Zhao X.J., Cai Z.B., et al. On the formation and damage mechanism of rolling contact fatigue surface cracks of wheel/rail under the dry condition. *Wear*. 2018, vol. 400, pp. 62–73. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.020>
 23. Guo L.C., Zhu W.T., Shi L.B., Liu Q.Y., et al. Study on wear transition mechanism and wear map of CL60 wheel material under dry and wet conditions. *Wear*. 2019, vol. 426, pp. 1771–1780. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2018.12.049>
 24. Maya-Johnson S., Santa J.F., Toro A. Dry and lubricated wear of rail steel under rolling contact fatigue-Wear mechanisms and crack growth. *Wear*. 2017, vol. 380, pp. 240–250. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.03.025>
 25. Benoît D., Salima B., Marion R. Multiscale characterization of head check initiation on rails under rolling contact fatigue: Mechanical and microstructure analysis. *Wear*. 2016, vol. 366, pp. 383–391. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2016.06.019>
 26. Messaadi M., Oomen M., Kumar A. Friction modifiers effects on tribological behaviour of bainitic rail steels. *Tribology international*. 2019, vol. 140, article 105857.
 27. Lee K.M., Polycarpou A.A. Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels.

- Wear*. 2005, vol. 259, no. 1-6, pp. 391–399. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2005.02.058>
28. Hasan S.M., Chakrabarti D., Singh S.B. Dry rolling/sliding wear behaviour of pearlitic rail and newly developed carbide-free bainitic rail steels. *Wear*. 2018, vol. 408, pp. 151–159. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2018.05.006>
 29. Liu J.P., Li Y.Q., Zhou Q.Y., Zhang Y. H., et al. New insight into the dry rolling-sliding wear mechanism of carbide-free bainitic and pearlitic steel. *Wear*. 2019, vol. 432, article 202943. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.202943>
 30. Chen Y., Ren R., Pan J., Pan R., et al. Microstructure evolution of rail steels under different dry sliding conditions: A comparison between pearlitic and bainitic microstructures. *Wear*. 2019, vol. 438, article 203011. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203011>
 31. Li Q., Guo J., Zhao A. Effect of upper bainite on wear behaviour of high-speed wheel steel. *Tribology Letters*. 2019, vol. 67, pp. 1–9.
 32. Kuziak R., Pidvysotsky V., Pernach M., Rauch L., et al. Selection of the best phase transformation model for optimization of manufacturing processes of pearlitic steel rails. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2019, vol. 19, pp. 535–546. <http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2018.12.004>
 33. Tehler M. *Modeling phase transformations and volume changes during cooling of case hardening steels*. KTH, 2009.
 34. Bzowski K., Rauch L., Pietrzyk M. Application of statistical representation of the microstructure to modeling of phase transformations in DP steels by solution of the diffusion equation. *Procedia Manufacturing*. 2018, vol. 15, pp. 1847–1855. <http://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.205>
 35. Rauch L., Kuziak R., Pietrzyk M. From high accuracy to high efficiency in simulations of processing of Dual-Phase steels. *Metallurgical and Materials transactions B*. 2014, vol. 45, pp. 497–506. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-013-9926-5>
 36. Rheingans B., Mittemeijer E.J. Phase transformation kinetics: advanced modeling strategies. *JOM*. 2013, vol. 65, pp. 1145–1154.
 37. Starink M.J. On the meaning of the impingement parameter in kinetic equations for nucleation and growth reactions. *Journal of Materials Science*. 2001, vol. 36, no. 18, pp. 4433–4441.
 38. Todinov M.T. On some limitations of the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov equation. *Acta materialia*. 2000, vol. 48, no. 17, pp. 4217–4224.
 39. Kempen A.T.W., Sommer F., Mittemeijer E.J. Determination and interpretation of isothermal and non-isothermal transformation kinetics; the effective activation energies in terms of nucleation and growth. *Journal of materials science*. 2002, vol. 37, pp. 1321–1332. <https://doi.org/10.1023/a:1014556109351>
 40. Liu F., Sommer F., Bos C., Mittemeijer E.J. Analysis of solid state phase transformation kinetics: models and recipes. *International materials reviews*. 2007, vol. 52, no. 4, pp. 193–212. <http://dx.doi.org/10.1179/174328007X160308>
 41. Robson J. D. Modeling competitive continuous and discontinuous precipitation. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 20, pp. 7781–7790. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.017>
 42. Ranganathan S., Von Heimendahl M. The three activation energies with isothermal transformations: applications to metallic glasses. *Journal of Materials Science*. 1981, vol. 16, pp. 2401–2404.
 43. Liu F., Sommer F., Mittemeijer E. J. Analysis of the kinetics of phase transformations; roles of nucleation index and temperature dependent site saturation, and recipes for the extraction of kinetic parameters. *Journal of Materials Science*. 2007, vol. 42, pp. 573–587.
 44. Dill E.D., Folmer J.C.W., Martin J.D. Crystal growth simulations to establish physically relevant kinetic parameters from the empirical Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami model. *Chemistry of Materials*. 2013, vol. 25, no. 20, pp. 3941–3951.
 45. Weinberg M.C. A test of the Johnson-Mehl-Avrami equation. *Journal of crystal growth*. 1987, vol. 82, no. 4, pp. 779–780. [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(87\)80025-8](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(87)80025-8)
 46. Weinberg M.C., Birnie III D.P., Shneidman V.A. Crystallization kinetics and the JMAK equation. *Journal of non-crystalline solids*. 1997, vol. 219, pp. 89–99. <https://doi.org/10.1016/S0022-3093%2897%2900261-5>
 47. Kelton K.F., Spaepen F. A study of the devitrification of Pd₈₂Si₁₈ over a wide temperature range. *Acta Metallurgica*. 1985, vol. 33, no. 3, pp. 455–464.
 48. Yinnon H., Uhlmann D.R. Applications of thermoanalytical techniques to the study of crystallization kinetics in glass-forming liquids, part I: theory. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1983, vol. 54, no. 3, pp. 253–275.
 49. Levine L.E., Narayan K.L., Kelton K.F. Finite size corrections for the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov equation. *Journal of Materials Research*. 1997, vol. 12, pp. 124–132

50. Chen L.Q. *Annu Rev Mater Res. Annu. Rev. Mater. Res.* 2002, vol. 32, pp. 113–140.
51. Fallah V., Amoorezaei M., Provatas N., Corbin S. F., et al. Phase-field simulation of solidification morphology in laser powder deposition of Ti–Nb alloys. *Acta Materialia*. 2012, vol. 60, no. 4, pp. 1633–1646. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.009>
52. Beckermann C., Diepers H. J., Steinbach I., Karma A., et al. Modeling melt convection in phase-field simulations of solidification. *Journal of Computational Physics*. 1999, vol. 154, no. 2, pp. 468–496.
53. Böttger B., Apel M., Eiken J., Schaffnit P., et al. Phase-Field simulation of solidification and solid-state transformations in multicomponent steels. *Steel Research International*. 2008, vol. 79, no. 8, pp. 608–616. <http://dx.doi.org/10.2374/SRI08SP021-79-2008-608>
54. Tiaden J. Phase-field simulations of the peritectic solidification of Fe–C. *Journal of Crystal Growth*. 1999, vol. 198, pp. 1275–1280.
55. Steinbach I., Pezzolla F., Nestler B., Seeßelberg M., et al. A phase field concept for multiphase systems. 1996, vol. 94, no. 3, pp. 135–147.
56. Militzer M. Phase field modeling of microstructure evolution in steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2011, vol. 15, no. 3, pp. 106–115. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2010.10.001>
57. Pariser G., Schaffnit P., Steinbach I., Bleck, W. Simulation of the γ – α -transformation using the phase-field method. *Steel Research*. 2001, vol. 72, no. 9, pp. 354–360. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.200100130>
58. Elder K.R., Grant M., Provatas N., Kosterlitz J. M. Sharp interface limits of phase-field models. *Physical Review E*. 2001, vol. 64, no. 2, article 021604. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevE.64.021604>
59. Jou H. J., Lusk M. T. Comparison of Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetics with a phase-field model for microstructural evolution driven by substructure energy. *Physical Review B*. 1997, vol. 55, no. 13, pp. 8114. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.55.8114>

Сведения об авторах

Артем Дмитриевич Филяков, научный сотрудник
Лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: filyakov.1999@mail.ru
ORCID: 0000-0002-8168-8809

Владимир Дмитриевич Сарычев, к.т.н., доцент,
доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
имени профессора В.М.Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: sarychev_vd@mail.ru

Илья Игоревич Чумачков, младший научный сотрудник,
Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: I.I.Chumachkov@yandex.ru
ORCID: 0000-0003-4721-6821

Information about the authors

Artem D. Filyakov, Researcher of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
E-mail: filyakov.1999@mail.ru
ORCID: 0000-0002-8168-8809

Vladimir D. Sarychev, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: sarychev_vd@mail.ru

Ilya I. Chumachkov, Junior Researcher, Siberian State Industrial University
E-mail: I.I.Chumachkov@yandex.ru
ORCID: 0000-0003-4721-6821

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 15.05.2023

После доработки 09.06.2023

Принята к публикации 14.06.2023

Received 15.05.2023

Revised 09.06.2023

Acceted 14.06.2023

Original article

УДК 669.715:620.17

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-72-78

**EFFECT OF BALL-MILLING ON MECHANICAL PROPERTIES
OF Mg – 3 % Al ALLOYS**

© 2023 Ashis Mallick¹, I. A. Panchenko², S. V. Konovalov²

¹Dept. of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology (ISM) (Dhanbad, Dhanbad – 826004, India)

²Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The mechanical properties of any structural material are among the most influential factors in determining its potential application. The aim of this study is to look at how ball-milling affects the mechanical properties of Mg – 3 % Al alloy. Powder metallurgy approach integrating room temperature ball milling at different duration, cold powder compaction, sintering at inert atmosphere, and hot extrusion techniques were used to fabricate high quality ultra-fine grained and nanocrystalline Mg – 3 % Al alloy samples. X-ray diffraction (XRD) analysis revealed a quick reduction in grain size followed by saturation of the grain size at around 36 nm in 30 hrs of milling. In order to investigate the effect of grain refinement on the stress-strain response of the alloy, the extruded samples were then subjected to large compressive strains under uniaxial compressive loading. Micro-indentation studies were conducted with three separate peak loads of 3 N, 5 N, and 7 N to investigate the micromechanical behaviour of the alloy produced from different milling durations. The loading-unloading curve of the micro-indentation test was found to be strongly influenced by milling duration of the elemental powder. The grain refining affect was clearly seen in measurements of microhardness and indentation modulus.

Keywords: Mg – Al alloy, powder metallurgy, ball-milling, mechanical properties

Acknowledgement: The corresponding author is grateful to the Department of Mechanical Engineering, NUS, Singapore, for providing the resources to develop the Mg – 3 % Al alloy.

Financing: The work was carried out within the framework of the state task 0809-2021-0013.

For citation: Ashis Mallick, Panchenko I.A., Konovalov S.V. Effect of ball-milling on mechanical properties of Mg – 3 % Al alloys. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 72–78. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-72-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-72-78)

**ВЛИЯНИЕ ШАРОВОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СПЛАВОВ Mg – 3 % Al**

© 2023 Ашис Маллик¹, И. А. Панченко², С. В. Коновалов²

¹Кафедра машиностроения Индийского технологического института (ISM) (Индия, 826004, Дханбад, Дханбад)

²Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Механические свойства любого конструкционного материала являются одними из наиболее важных показателей, определяющих возможности его применения. Целью настоящей работы является изучение влияния шарового измельчения на механические свойства сплава Mg – 3 % Al. Для изготовления высококачественных ультратонких образцов из нанокристаллического сплава Mg – 3 % Al использовался метод порошковой металлургии, включающий шаровой помол при комнатной температуре различной продолжительности, холодное уплотнение порошка, спекание в инертной атмосфере, горячую экструзию. Рентгеноструктурный анализ (XRD)

показал быстрое уменьшение размера зерен с последующим измельчением примерно до 36 нм за 30 ч. Экструдированные образцы были подвергнуты сильной деформации при одноосной сжимающей нагрузке с целью исследования влияния измельчения зерен на профиль напряжения и деформацию сплава. Для изучения микромеханического поведения сплава, полученного при различной длительности измельчения, были проведены исследования микродавления с тремя отдельными пиковыми нагрузками в 3, 5 и 7 Н. Было обнаружено, что на кривую загрузки – разгрузки сильно влияет продолжительность измельчения порошка. Влияние измельчения зерна было четко выражено при измерении микротвердости и значений вдавливания.

Ключевые слова: сплав Mg – Al, порошковая металлургия, измельчение на шаровой мельнице, механические свойства

Благодарность. Авторы выражают благодарность факультету машиностроения НУС (Сингапур) за предоставление ресурсов для разработки сплава Mg – 3 % Al.

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания 0809-2021-0013.

Для цитирования: Ашис Маллик, Панченко И.А., Коновалов С.В. Влияние шарового измельчения на механические свойства крупнотоннажных сплавов Mg – 3 % Al // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 72–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-72-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-72-78)

Introduction

Magnesium-based alloys and their composites are gaining increased attention for a variety of applications, including those in the automotive, aviation, and defence industries [1 – 2]. One of the prime concerns for the automobile and aviation sectors is the reduction of fuel consumption and low tail-pipe emissions while improving safety. Thus, recent developments in lightweight and high-specific-strength materials, Mg – alloys and their composites are among the most viable options for addressing these issues due to their low density and enduring mechanical properties [3 – 4]. However, the HCP structure of magnesium limits its plasticity and corrosion resistance, which somewhat restricts its use at large scale in structural application. Despite the many obstacles encountered, there have been several studies on magnesium and its alloys and composite over the past few decades. Most of the studies include designing of alloy and composite and their optimization, microstructural refinement and the characterisation of the developed materials according to requirements. These studies were helpful in promoting the applications of magnesium and its alloys and composites. The open literature search suggests that the addition of alloying elements to magnesium has the potential to significantly enhance the basic properties of magnesium, and thus the trend in research is to develop magnesium alloys [5 – 6]. As an example, small weight percentage of Al, which primarily serves as a solid solution strengthening element, can be added to Mg to enhance its strength and ductility [7]. The addition of Al content is generally thought to be small (< 5 wt. %) in order to avoid the formation of second phase intermetallic particle Mg₁₇Al₁₂ that can reduce ductility. Grain refinement is another strategy that has been a focus of research over the last two decades, as it is widely regarded as one of the most successful techniques for enhancing strength, ductility, and formability at the same time [8 – 9].

The main focus of this study is to design and produce Mg – 3 % Al alloys using powder metallurgy technique. As the distribution of the grain structure in the powder metallurgy process largely depends on the milling time, the powders of the alloying elements were milled for different duration to produce bulk extruded samples. The impact of ball milling on the macro and micro mechanical properties (TS, YS, and ductility) of the alloys was thoroughly investigated. The compressive behaviours of the alloys prepared with varying milling times were discussed. The study of micro-indentation tests under various loading conditions were reported.

1. Experimental procedures

Pure commercial Mg powder (particle size 60 – 300 µm, purity 98.5 %) and pure commercial Al powder (particle size 5 – 15 µm, purity 99.5 %) were obtained from Merck, Germany and Alfa Aesar, USA, respectively. Magnesium was selected as a base material because of its low structural density and high specific strength, while Al was chosen as an alloying element because of its capacity to improve Mg's strength and ductility. The powders were mixed at a weight ratio of 97:3 Mg to Al and then degassed and dried for 2 hrs at 200 °C under vacuum, and the subsequent manipulation was carried out in an argon filled stainless steel glove box. The oxygen and moisture levels were reduced to less than 1 ppm inside the glove box. The degassed powders were placed in a 500 ml hardened steel vial with 51 hardened steel balls (12.5 mm in diameter) and sealed within the glove box for conventional milling. To avoid excessive cold welding, small amounts of stearic acid were added to the powder. The ball milling of the powder mixture was carried out in an inert atmosphere for 0, 10, 20, and 30 hours using a Retsch planetary mill (Model: PM 400). The milling machine was set to 250 r.p.m. at

room temperature. In order to avoid excessive temperature rise, 30 minutes of milling were alternated with 30 minutes of rest for cooling using the system's integrated fans. After milling for a stipulated period, the powders were opened inside the glove box, and then a hollow cylindrical compaction die was filled with the milled powder. The mechanically alloyed powders were cold-pressed with a 50-ton load through a solid cylindrical rod, and then they were sintered at 450 °C for 2 hours in an inert atmosphere. The cold compacted sintered billet (38 mm dia and 38 mm height) was then extruded at 350 °C with a 25:1 extrusion ratio. The billets were shocked at 350 °C for 30 minutes before extrusion to ensure uniform temperature. Fig. 1 is presented the flow chart of the fabrication process of the Mg – 3 % Al alloys prepared from the different milling durations.

X-ray diffraction linewidth analysis was used to determine the average grain size, constituent phases, and textural changes of milled powders and extruded samples. A Shimadzu Lab XRD-6000 X-ray diffractometer using Cu K_{α} ($\lambda = 0.154$ nm) radiation and operating in the $\theta - \theta$ geometry was used. The Hall-Williamson method was employed to estimate the grain size of the milled powder and their bulk extruded samples. The average grain size of the bulk extruded un-milled samples was estimated using a high-resolution optical microscope.

In order to investigate the effect of grain refinement via ball milling on the macro-mechanical properties of extruded Mg – 3 % Al alloy, quasi-static uniaxial compression tests were conducted on specimens prepared from as-received, 0, 10, 20 and 30 h milled powders. The test were performed at strain rate of $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ on a fully automated Hounsfield mechanical testing machine (H50KS) as per ASTM E9-09 standard. Extruded cylindrical samples with a diameter of 6 mm and a length of 6 mm (aspect ratio (l/d) of unity) in accord-

ance with the ASTM standard were subjected to a compressive load parallel to the extrusion direction. The fracture surface of compressive specimens was examined using a field emission scanning electron microscope (FESEM).

Microindentation tests were carried out using a load-controlled, completely automated MTR3/50-50/NI instrument (supplied by MICROTTEST S.A., Spain) equipped with a Vickers indenter to investigate the micro-mechanical behaviour of the Mg – 3 % Al alloy fabricated from various milling hours. Load-displacement curves were recorded with three distinct peak loads of 3 N, 5 N, and 7 N, with a loading speed of 1 N per minute. Prior to the indentation test, the samples were metallographically polished to provide a flat surface. All indentation tests were performed at a constant temperature of 24 °C.

2. Result and discussion

The experimental results of the bulk Mg – 3 % Al alloys obtained from different milling hours are discussed in this section. The results of grain size measurements on dispersed milled powders and bulk extruded samples prepared from as-received, 0, 10, 20, and 30 h milled powders are presented in Table 1. It is clear evidence that the average grain size is reduced with the milling duration, whereas the average grain growth is around two to three fold in their bulk extruded samples. The observed grain growth was inevitable because of the application of high temperatures during sintering and hot extrusion that was required for high densities, the removal of adsorbates, and improved inter-particle bonding. The optically measured average grain size of the un-milled extruded sample was about 12 μm . The details pertaining to XRD analysis were reported in our previously published articles [9 – 10].

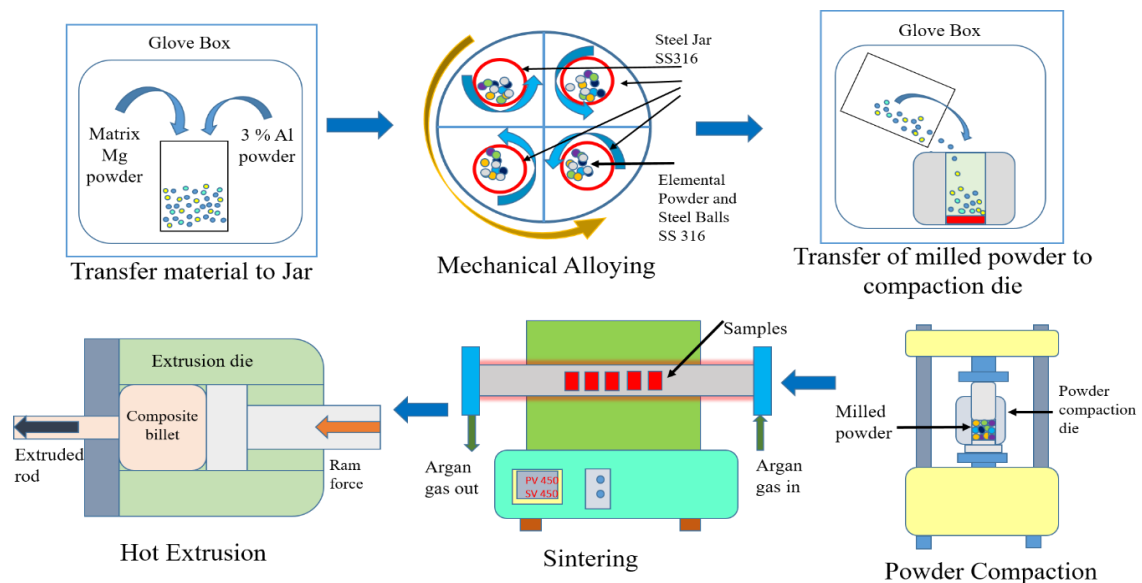


Fig. 1. Synthesis process of bulk Mg – 3 % Al alloys following powder metallurgy technique

The average grain size of Mg – 3 % Al milled powders and their bulk extruded samples

Mg – 3 % Al alloy	Milling duration (in hrs.)			
	0	10	20	30
Powder	–	94 nm	40 nm	30 nm
Extruded samples	12 μm	148 nm	120 nm	91 nm

Fig. 2, *a* illustrates the true compressive stress-strain curves for the bulk Mg – 3 % Al alloys samples produced via the powder metallurgy and the corresponding deformed compressive specimens are presented in Fig. 2, *b*. The curves represent the compressive behaviour of samples prepared from as-received, 0, 10, 20 and 30 h milled powders, having 12 μm , 148 nm, 120 nm and 91 nm average grain sizes, respectively. The stress-strain curves of all four types of samples demonstrate that the milling duration has a significant effect on compressive deformation behaviours. The specimens produced from 20 h and 30 h milled powders withstood large strains without showing any indications of failure. The macroscopic appearance of the deformed samples shows that the samples were coined as a result of a softening or mushing effect. In contrast, the bulk extruded samples made from 0 h and 10 h milled powders showed relatively low strains to failure of about 16 and 23 %, respectively. The macroscopic appearance of their deformed samples reveals that failure occurred at 45 degrees to the compression loading axis. The 0 and 10 h milled samples exhibited work hardening behaviour. Conversely, the samples with 20 and 30 h milled sample

showed elastic followed by large plastic behaviour. When the average grain size of the alloy samples reaches the nanoscale range due to longer milling durations (20 and 30 h), the work hardening and work hardening rate decline and almost transform into perfectly plastic-like behaviour. The reduction of work hardening rates in the nanocrystalline materials may be due to the incompetence to develop dislocation pileup and cell structures in the same manner as coarse-grained metals. A significant improvement in strength can be noticed in the samples made from 10 h milled powder when compared with the samples made from 0, 20 and 30 h milled powders. The substantial improvement in strength in the sample milled for 10 hours is a result of grain refinement in accordance with the Hall-Pitch relationship. While further milling reduces strength, this might be due to the activation of grain boundary sliding and diffusion that reduces work hardening. Mallick et al. [9 – 10] reported similar results obtained from the tensile behaviour of Mg – 3 % Al alloy. The alloys were prepared with the same procedure and milling duration.

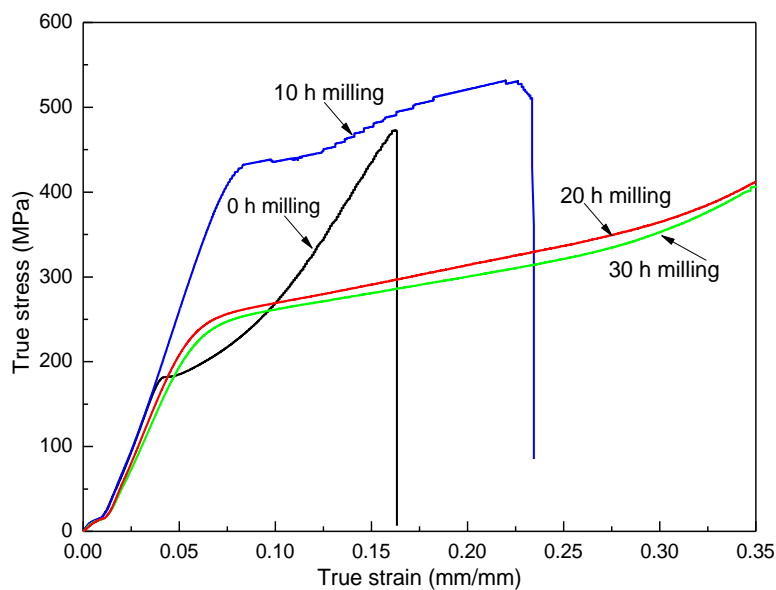
*a**b*

Fig. 2. Compression test on Mg – 3 % Al alloys (*a*) True stress-strain behaviour of the samples and (*b*) image of the deformed samples after test

Fig. 3, *a – d* presents the representative loading-unloading curves obtained from the microindentation test. The effect of indentation force on the indentation features of each batch of the samples was predicted by using three different maximum indentation forces (3, 5 and 7 N).

The indentation load (N) vs. penetration depth (μm) curves in all cases had a smooth appearance without signs of fracture or cracking. The response to induced elastic strain deformation is primarily represented by the loading curve, whereas the unloading curve represents the response to elastic recovery. As can be observed from Fig. 3, *a – d* the profile of the loading-unloading curves for various peak loads are in good agreement for every individual batch of Mg – 3 % Al alloy samples. As expected, the indentation depth increases with the increase of indentation load for each case. Fig. 4 depicts load-indentation depth curves for the samples prepared from 0, 10, 20 and 30 h milled powders. All the samples were subjected to maximum 5 N indentation load. The result revealed that the 10 h milled sample had a lower penetration depth than the un-milled sample. In addition, the nearly vertical unloading curve suggests a small recoverable (elastic) deformation in the 10 h milled sample. The higher hardness value in the alloy obtained from 10 h of milling was corroborated by the lower penetration depth and small elastic recovery. Smaller grains with a large grain boundary network accumulate strain energy and dislocation density, which may be responsible to enhance the hardness in 10 h milling sample [11]. In contrast, the samples prepared from 20 and 30 h milled powders exhibited higher indentation depths and consequently lower hardness values. The samples with longer milling times (20 and 30 h) may have had weaker solid solution strengthening, resulting in lower hardness values. The solution of Al in Mg grains may have decreased due to increase in the volume percentage of MgAl_2O_4 oxide particles during extended milling times. Based on TEM results, Li et al. [8] reported that the 30 h milled sample did not exhibit any dislocation activity after deformation. Table 2 lists the indentation depth, Vickers microhardness, and indentation modulus corresponding to various indentation loads for each category of alloy samples. The Oliver-Pharr method [12] was used to calculate the microhardness and indentation modulus at room

temperature by using the indentation depth and the unloading portion of the indentation curve. In each batch of the synthesised alloy, the hardness diminishes steadily as the indentation depth increases, indicating indentation size effect (ISE) with decreasing hardness as the load is increased. This can be explained by the fact that the surrounding matrix of the indenter acts as a supple substrate at higher indentation depths, resulting a reduction in the strain hardening. In most cases, a similar trend was observed for indentation modulus. The indentation test results are consistent with the compressive parameters of the milled and un-milled samples.

The following main findings can be reached from the material development, mechanical property evaluation, and comparison:

Bulk Mg – 3 % Al alloy samples were successfully fabricated using a series of controlled processes, including room temperature ball milling at different time duration, cold compaction, conventional sintering under inert environment, and hot extrusion.

The relationship between flow stress and average grain size of the bulk extruded Mg – 3 % Al alloy samples was demonstrated by the results of uniaxial compression tests at a strain rate of $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ on mechanically milled bulk samples prepared from as-received, 0, 10, 20 and 30 h milled powders.

3. Conclusions

Milling time strongly affects yield strength, compressive strength, and strain to failure; as a result of grain refinement, these values increased nearly twofold, 12 and 44 %, respectively, in the 10 h milled sample when compared to the 0 h milled sample. However, when the milling period was raised to 20 and 30 h, the yield strength and compressive strength declined.

As milling time was increased, the work hardening and work hardening rate reduced, and the material tended towards perfectly plastic behaviour as grain size approached the nanoscale range.

Higher hardness values and lower indentation depth are associated with the sample made from 10 h milled powder when compared with the sample made from 0 h milled powder. In contrast, the samples made from 20 and 30 h showed high indentation depths and consequently lower hardness values when compared with 10 h milled sample.

The optimization of the milling parameters are crucial to develop Mg – 3 % Al alloy.

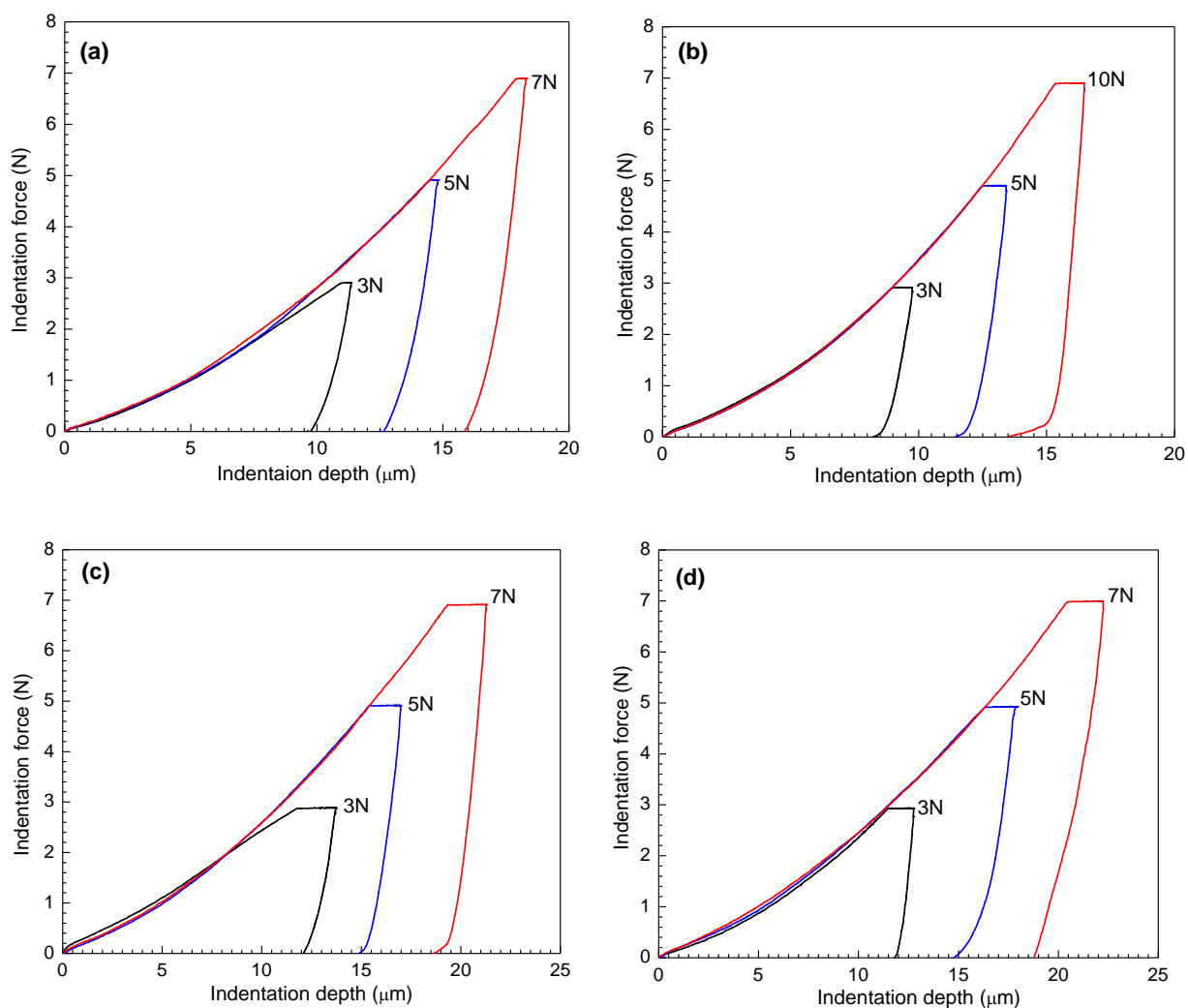


Fig. 3. Loading-unloading curve of the micro-indentation test for (a) 0 h milled sample, (b) 10 h milled sample, (c) 20 h milled sample and (d) 30 h milled sample

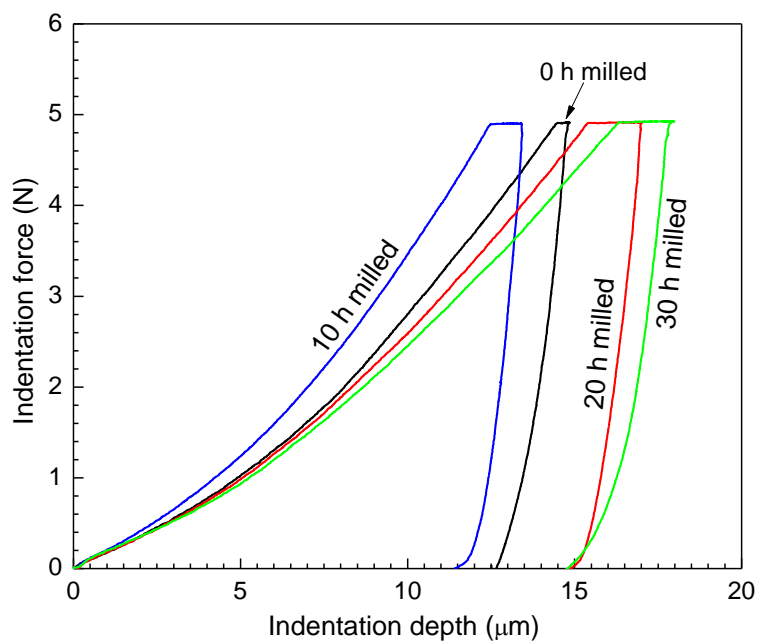


Fig. 4. Loading-unloading curves during micro-indentation under 5 N load for the Mg – 3 % Al alloys with varying milling duration

Load dependent indentation

Milling time, hrs.	Load = 3 N			Load = 5 N			Load = 7 N		
	$h_{pen.}$, μm	H_v , kg/mm^2	$E_{ind.}$, GPa	$h_{pen.}$, μm	H_v , kg/mm^2	$E_{ind.}$, GPa	$h_{pen.}$, μm	H_v , kg/mm^2	$E_{ind.}$, GPa
0	10.8	111	62.3	14.4	102	57.1	18.3	89	53.5
10	9.4	156	66.7	12.7	140	82.2	16.5	92	59.2
20	10.8	110	67.7	17.0	71	68.6	20.1	63	67.9
30	13.2	78	67.6	17.4	72	58.4	22.8	61	35.0

* h_{pen} – penetration depth; H_v – micro-hardness; E_{ind} – indentation modulus

REFERENCES

- Song J.J., She J., Chen D., Pan F. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2020, vol. 8, no. 1, pp. 1–41. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.02.003>
- Gupta M. Magnesium: The Wonder Element for Engineering/Biomedical Applications, Intechopen, London: UK, 2020, 128 p. <https://doi.org/10.5772/intechopen.73398>
- Kumar P., Skotnicova K., Mallick A., Gupta M., Cegan T., Jurica J. Mechanical Characterization of Graphene Nanoplatelets-Reinforced Mg-3Sn Alloy Synthesized by Powder Metallurgy. *Metals*. 2021, vol. 11, no. 62 pp. 1–14. <https://doi.org/10.3390/met11010062>
- Jayalakshmi S., Singh A., Chen X., Konovalov S., et al. Role of Matrix Microstructure in Governing the Mechanical Behavior and Corrosion Response of Two Magnesium Alloy Metal Matrix Composites. *JOM*. 2020, vol. 72, pp. 2882–2891. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04166-9>
- Frank Czerwinski, Magnesium Alloys: Design, Processing and Properties, London: In Tech, 2011, 540 p. <https://doi.org/10.5772/560>
- Michels W. Magnesium Alloys and their Applications. *Materials Technology*. 1998, vol. 13, pp.121–122.
- Chua B.W., Lu L., Lai M. O. Deformation behaviour of ultrafine and nanosize-grained Mg alloy synthesized via mechanical alloying. *Philosophical Magazine*. 2006, vol. 86, pp. 2919–2939. <https://doi.org/10.1080/14786430600660831>
- L. Lu, K. Raviprasad and M.O. Lai, Nanostructured Mg–5 % Al – x % Nd alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, vol. 368, no. 1-2, pp. 117–125. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.246>
- Mallick A., Vedantam S., Lu L. Grain size dependent tensile behavior of Mg – 3 % Al alloy at elevated temperatures. *Material Science and Engineering A*. 2009, vol. 515, no. 1-2, pp. 14–18. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.002>
- Mallick A. Tensile properties of Ultrafine Mg – 3 % Al alloy at elevated temperatures. *International Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift fuer Metallkunde)*. 2011, vol. 102, pp. 48–53. <http://dx.doi.org/10.3139/146.110453>
- Alijani F., Amini R., Ghaffari M., Alizadeh M., Okyay A.K. Effect of milling time on the structure, micro-hardness, and thermal behavior of amorphous / nanocrystalline TiNiCu shape memory alloys developed by mechanical alloying. *Materials and Design*. 2014, vol. 55, pp 373–380. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.09.009>
- Pharr G.M., Harding D.S., Oliver W.C. Mechanical properties and deformation behavior of materials having ultra-fine microstructures, Eds. M. Nastasi, D. M Parkin, H. Gleiter, Kluwer Academic Press. 1993, pp. 449.

Information about the authors

Ashis Mallick, Associate Professor, Mechanical Engineering Department, Indian Institute of Technology (ISM) Dhanbad

E-mail: mallick@iitism.ac.in

ORCID: 0000-0001-6972-8612

Sergey V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

Irina A. Panchenko, Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Quality Management and Innovation, Siberian State Industrial University

E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-1631-9644

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.06.2023

После доработки 13.06.2023

Принята к публикации 14.06.2023

Received 01.06.2023

Revised 13.06.2023

Accepted 14.06.2023

Оригинальная статья

УДК 621.7.04

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-79-86

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНИЗОТРОПИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 8011А НА ПРЕДЕЛЬНЫЙ УГОЛ ИНКРЕМЕНТАЛЬНОГО ФОРМООБРАЗОВАНИЯ

© 2023 г. И. Н. Петров^{1,2}, В. А. Разживин^{1,2}, Д. И. Воробьев¹, А. В. Смальцер¹, Т. С. Саргаева¹

¹Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, ул. Московское шоссе, 34)

²Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук (Россия, 443001, Самара, Студенческий пер., 3А)

Аннотация. Представлены результаты экспериментального исследования влияния анизотропии механических свойств листовых заготовок на предельный угол инкрементального формообразования. По разработанным маршрутам холодной прокатки в сочетании с термической обработкой листов из алюминиевого сплава 8011А получены образцы с различными коэффициентами поперечной деформации. Рассчитано усредненное значение показателей анизотропии в плоскости листа и коэффициент плоскостной анизотропии. На специальном стенде, состоящем из промышленного робота KR 160 R1570 nano, рамы для фиксации заготовки и бесконтактной оптической системы измерения деформаций Vis 3D, получены значения предельного угла инкрементального формообразования. На основании полученных значений были построены зависимости распределения главных деформаций e_1 и e_2 в направлении прокатки по образующей для листов с различными показателями анизотропии. Определено, что характер распределения деформации одинаков для рассматриваемых образцов. От центра к краю заготовки деформации увеличиваются до предельной величины (участок криволинейной образующей), а затем уменьшаются до нуля (область перехода от образующей ко дну). Однако, главные деформация и положение максимума для листов с показателем анизотропии $\Delta\mu > 0$ выше, чем для листов с $\Delta\mu < 0$. Затем для изготовленных листов был определен предельный угол инкрементального формообразования, равный $67,8^\circ$ для образцов с положительным показателем плоскостной анизотропии и $47,6^\circ$ для образцов с отрицательным. Полученные результаты в совокупности с положением трещины на конических деталях свидетельствуют о существенном влиянии анизотропии механических свойств на процесс инкрементального формообразования.

Ключевые слова: инкрементальное формообразование, предельные деформационные возможности, алюминиевый сплав 8011А, анизотропия механических свойств

Финансирование. Исследования выполнены при поддержке гранта Президента МД-936.2022.4.

Для цитирования: Петров И.Н., Разживин В.А., Смальцер А.В., Саргаева Т.С., Воробьев Д.И. Исследование влияния исходной анизотропии механических свойств листов из алюминиевого сплава 8011А на предельный угол инкрементального формообразования // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 79–86. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-79-86](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-79-86)

Original article

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE INITIAL ANISOTROPY OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY SHEETS 8011A ON THE CRITICAL ANGLE OF INCREMENTAL FORMING

© 2023 I. N. Petrov^{1,2}, V. A. Razzhivin^{1,2}, D. I. Vorob'ev¹, A.V. Smal'tser¹, T. S. Sargaeva¹

¹Samara National Research University (34, Moskovskoye shosse, Samara, 443086 Russian Federation)

²Samara Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences (3A Studentskiy Lane, Samara, 443001, Russian Federation)

Abstract. The results of an experimental study of the effect of anisotropy of the mechanical properties of sheet blanks on the limiting angle of incremental shaping are presented. According to the developed cold rolling routes in combination with heat treatment of aluminum alloy 8011A sheets, samples with different coefficients of transverse deformation were obtained. The average value of the anisotropy indicators in the plane of the sheet and the coefficient of planar anisotropy are calculated. The values of the limiting angle of incremental shaping were obtained on a special stand consisting of an industrial robot KR 160 R1570 nano, a frame for fixing the workpiece and a non-contact optical deformation measurement system Vic 3D. Based on the obtained values, the dependences of the distribution of the main deformations e_1 and e_2 in the direction of rolling along the generatrix for sheets with different anisotropy indices were constructed. It is determined that the nature of the strain distribution is the same for the samples under consideration. From the center to the edge of the workpiece, the deformations increase to the maximum value (the section of the curved generatrix), and then decrease to zero (the transition area from the generatrix to the bottom). However, the main deformation and the position of the maximum for sheets with an anisotropy index $\Delta\mu > 0$ is higher than for sheets with $\Delta\mu < 0$. Then, for the manufactured sheets, the limiting angle of incremental shaping was determined, equal to 67.8° for samples with a positive index of planar anisotropy and 47.6° for samples with a negative one. The obtained results, together with the position of the crack on the conical parts, indicate a significant influence of the anisotropy of mechanical properties on the process of incremental shaping.

Keywords: incremental forming, ultimate deformation capabilities, aluminum alloy 8011A, anisotropy of mechanical properties

Funding: the author expresses gratitude for the financial support of the research to the grant of the President MD-936.2022.4.

For citation: Petrov I.N., Razzhivin V.A., Vorob'ev D.I., Smal'tser A.V., Sargaeva T.S., Investigation of the effect of the initial anisotropy of the mechanical properties of aluminum alloy sheets 8011A on the limiting angle of incremental shaping. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 79–86. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-79-86](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-79-86)

Введение

Основой успешного развития современного производства является возможность быстрого удовлетворения требований заказчика. При производстве изделий, в том числе сложной формы из листовых заготовок, используется большое количество штамповой оснастки, проектирование, изготовление, обслуживание и хранение которой требует значительных финансовых вложений. Установка и наладка штампов на гидравлических и кривошипных прессах являются трудоемкими процессами, требующими определенного штата вспомогательного персонала. Если в условиях массового и крупносерийного производства затраты окупаются за счет большой программы выпуска продукции, то при единичном и мелкосерийном производстве, к которым относятся авиационная отрасль и ракетостроение, расходы на штамповую оснастку значительно увеличивают себестоимость изделий. При этом имеют место случаи, когда штамповая оснастка используется всего несколько раз.

В связи с этим остро стоит вопрос перехода на новые технологии, позволяющие оперативно и гибко осуществлять переналадку оборудования с изделия на изделие и использовать универсальный инструмент, подходящий для всей номенклатуры деталей. Одной из таких технологий является инкрементальное формообразование (локальное поэтапное деформирование от-

дельных частей листовой заготовки по заданной программе) [1 – 3].

При разработке технологии инкрементального формообразования, как и любого другого процесса листовой штамповки, огромную роль играет анизотропия механических свойств заготовки. Она определяет поведение металла, в том числе его предельные деформационные возможности, при пластическом деформировании, а также эксплуатационные характеристики деталей [4, 5]. Однако, как показал анализ литературы, несмотря на то, что технологии инкрементального формообразования широко изучаются за рубежом и успешно внедряются в производство уже многие годы [6 – 13], практически отсутствуют работы, посвященные исследованию влияния анизотропии механических свойств на процесс инкрементального формообразования.

В настоящей работе проведено исследование влияния исходной анизотропии листовых заготовок из алюминиевого сплава 8011A на предельный угол инкрементального формообразования.

Материалы и методика исследований

Для формирования различной анизотропии механических свойств листов из алюминиевого сплава 8011A (0,5 – 1,0 % Fe; 0,4 – 0,8 % Si; 0,1 % Mn; 0,05 % Ti; 97,75 – 99,1 % Al; 0,1 % Cu; 0,1 % Mg; 0,1 % Zn) была выполнена холодная

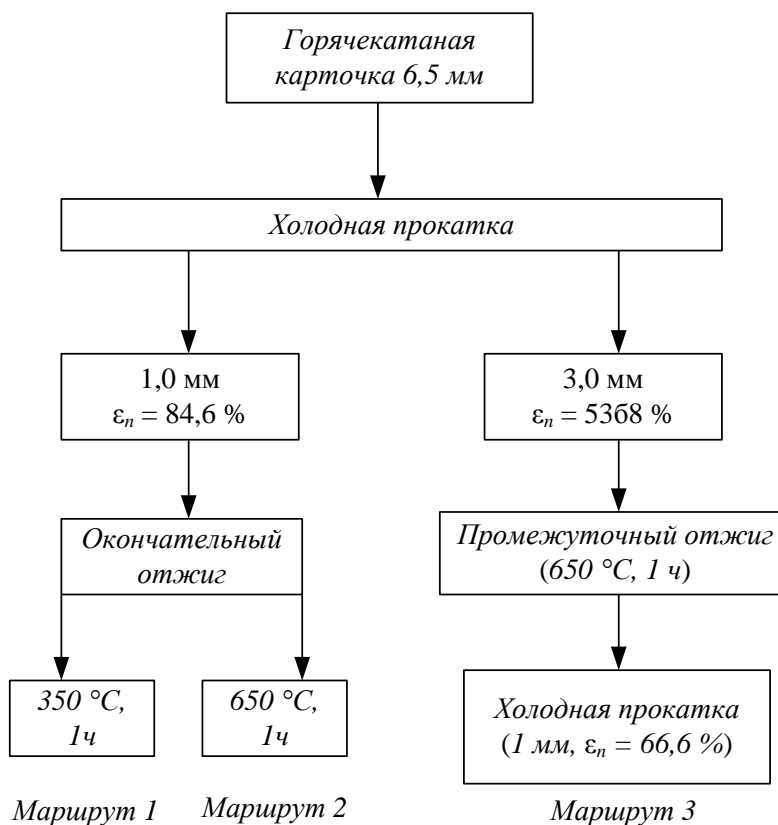


Рис. 1. Схема маршрутов прокатки
Fig. 1. Scheme of rolling routes

прокатка в сочетании с термической обработкой по различным маршрутам (рис. 1).

В качестве заготовки использовали горячекатаную карточку 200×250×6,5 мм. Прокатку осуществляли на одноклетьевом, двухвалковом реверсивном стане 300 фирмы DIMA Maschinen (Германия). Промежуточный и окончательный отжиг проводили в лабораторной печи СНОЛ 120/12-ИЗ с регулятором температуры ПТ 200-2 (Россия).

После прокатки с целью вычисления показателей анизотропии проводили испытание на одноосное растяжение на универсальной испытательной машине Tinius Olsen H5KT (Великобритания). Для этого из полученных листов отбирали образцы под углами 0, 45 и 90° к направлению прокатки. Размеры образцов выбирали по ГОСТ 11701 – 84. При растяжении, с помощью системы корреляции цифровых изображений Vic 3D, определяли коэффициенты поперечной деформации μ , которые представляют собой отношение приращения деформации по ширине образца к деформации вдоль действия силы [14 – 16].

Рассчитывали усредненное значение показателей анизотропии в плоскости листа (коэффициент нормальной анизотропии):

$$\bar{\mu} = \frac{\mu_0 + 2\mu_{45} + \mu_{90}}{2}, \quad (1)$$

где μ_0 , μ_{45} и μ_{90} – коэффициент поперечной деформации в направлении 0, 45 и 90° к направлению прокатки.

Для оценки распределения показателя анизотропии μ в плоскости листа также рассчитывался коэффициент плоскостной анизотропии:

$$\Delta\mu = \frac{\mu_0 - 2\mu_{45} + \mu_{90}}{2}. \quad (2)$$

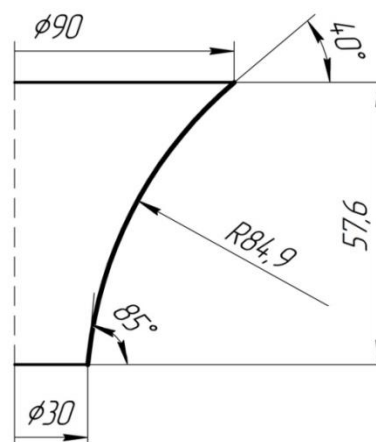


Рис. 2. Геометрия детали
Fig. 2. Part geometry

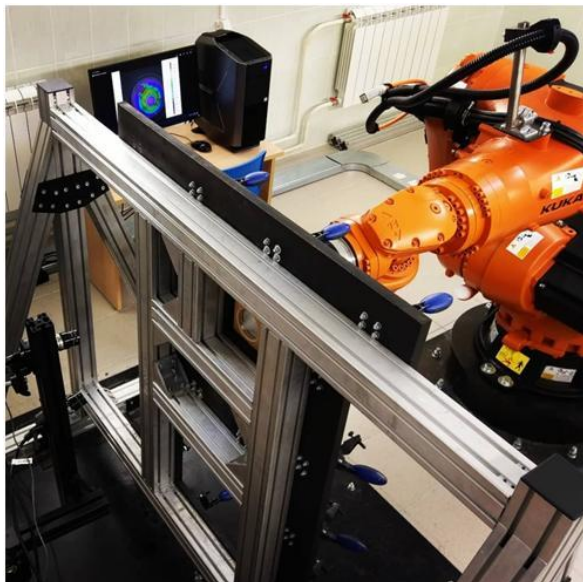


Рис. 3. Экспериментальный стенд инкрементального формообразования

Fig. 3. Experimental stand of incremental shaping

Определение предельного угла инкрементального формообразования проводили по методике с использованием конических деталей с криволинейной образующей [17] (рис. 2). Угол наклона касательной к образующей увеличивается от периферии к центру детали. При формообразовании детали на определенной глубине будет достигнуто предельное утонение и произойдет разрушение. Предельный угол легко определить из геометрических соображений по глубине расположения трещины на детали.

Испытания по определению предельного угла инкрементального формообразования осуществляли на специальном стенде, состоящем из промышленного робота KR 160 R1570 nano, рамы для фиксации заготовки и бесконтактной оптической системы измерения деформаций Vic 3D (рис. 3).

В качестве инструмента использовали пуансон диам. 12 мм. Траектория для обработки – послойная, с шагом перемещения деформирующего инструмента 0,5 мм. В качестве смазки использовали индустриальное масло марки QH 2875 BLR.

С помощью бесконтактной оптической системы измерения деформации Vic 3D в процессе формообразования оценивали деформированное состояние (главные деформации в плоскости листа). Кроме того, на основании моделей конических деталей с криволинейной образующей, полученных с помощью системы Vic 3D, определен предельный угол инкрементального формообразования.

Результаты и их обсуждение

В результате испытания на растяжения получены коэффициенты анизотропии для листов, изготовленных по различным маршрутам (см. таблицу).

Листовые заготовки, полученные по разработанным маршрутам, склоны к преимущественной деформации по толщине ($\mu < 0,5$). Плоскостная анизотропия характеризует направления наиболее интенсивного течения металла относительно направления прокатки в процессах последующей обработки листов [18]. Лист, полученный по маршруту 1, является трансверсально-изотропным ($\Delta\mu \approx 0$). Для листовых заготовок, полученных по маршруту 2 ($\Delta\mu > 0$), предпочтительна деформация в направлениях 0 и 90° к направлению прокатки, а для листов, полученных по маршруту 3 ($\Delta\mu < 0$), – под углом 45°.

Наибольший интерес представляет исследование формообразования листов с ярко выраженной плоскостной анизотропией. В связи с этим дальнейшие исследования проводили на листах, полученных по маршрутам 2 и 3.

В результате проведения эксперимента по определению предельного угла инкрементального формообразования была получена зависимость распределения главных деформаций e_1 и e_2 в направлении прокатки по образующей для листов с различными показателями анизотропии.

Для рассматриваемых образцов характер распределения деформации одинаков. От центра к краю заготовки деформации увеличиваются до предельной величины (участок криволинейной образующей), а затем уменьшаются до нуля (область перехода от образующей ко дну). Главные деформации и положение максимума для листов с показателем анизотропии $\Delta\mu > 0$ выше (рис. 4), чем для листов с $\Delta\mu < 0$ (рис. 5). Эти результаты хорошо согласуются со значением предельного угла инкрементального формообразования. В первом случае предельный угол составляет 47,6°, во втором – 67,8°.

На рис. 6 представлены полученные в результате проведения эксперимента конические детали с криволинейной образующей.

Область разрушения на конусе, полученном из листовой заготовки по маршруту 2, расположена под углом 45° относительно направления проката, тогда как, для детали, полученной из листовой заготовки по маршруту 3, развитие трещины наблюдается в поперечном направлении. Положение трещин на полученных заготовках хорошо сочетаются с полученными показателями поперечной деформации (см. таблицу).

Коэффициенты поперечной деформации Coefficients of transverse deformation

Маршрут	Угол к направлению прокатки	Значение μ при					$\bar{\mu}$	$\Delta\mu$
		1	2	3	4	среднее		
1 (окончательный отжиг 350°)	0°	0,42	0,41	0,45	–	0,426	0,396	0,073
	45°	0,36	0,36	0,36	0,36	0,36		
	90°	0,43	0,42	0,45	0,46	0,44		
2 (окончательный отжиг 650°)	0°	0,39	0,38	0,37	0,39	0,382	0,319	0,178
	45°	0,23	0,23	0,23	–	0,23		
	90°	0,45	0,42	0,43	0,44	0,435		
3 (промежуточный отжиг 650°, прокатка до 1 мм)	0°	0,32	0,36	0,2	0,25	0,282	0,395	–0,248
	45°	0,55	0,5	0,46	0,57	0,52		
	90°	0,35	0,25	0,20	–	0,26		

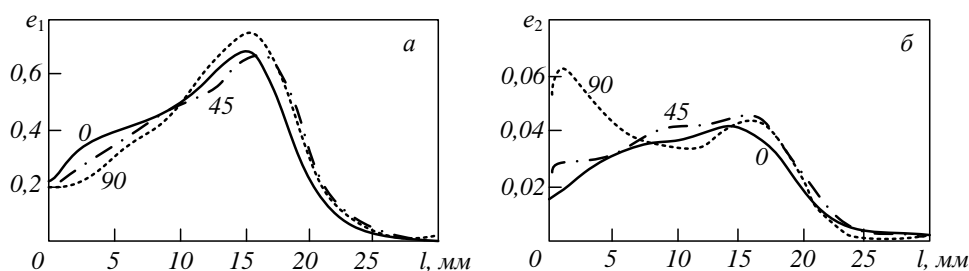


Рис.4. Распределение главных деформаций для листов с показателем плоскостной анизотропии 0,178 (маршрут 2)
Fig.4. Distribution of the main deformations for sheets with a flat anisotropy index of 0.178 (route 2)

Выводы

В результате проведенного исследования разработаны режимы прокатки в сочетании с термической обработкой, обеспечивающие различную анизотропию механических свойств. Для изготовленных листов определен предельный угол инкрементального формообразования, равный 47,6° для образцов с показателем анизотропии $\Delta\mu < 0$ и 67,8° – для образцов с показателем анизотропии $\Delta\mu > 0$. На основании полученных зависимостей и результатов можно сделать вывод, что анизотропия механических свойств оказывает существенное влияние на предельные деформационные возможности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кривошеин В.А., Анцифиров А.А., Майстров Ю.В. Перспективы использования технологий инкрементальной формовки в современном производстве // Известия вузов. Машиностроение. 2014. № 11 (656). С. 84–89.
2. Гречников В.Ф., Сурудин С.В., Ерисов Я.А., Де Алваенга Р. Современное состояние теории и технологии инкрементального формообразования // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2021. Т. 20. № 3. С. 119–137. <https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-3-119-137>
3. Кугультинов С.Д., Малышев Г.Н. Симоненко К.Е. Повышение эффективности производства на основе укрупненного автоматизированного проектирования и нормирования технологических процессов // Вестник Ижевского государственного технического университета. 2007. № 4. С. 93.
4. Portman V.T. Stiffness evaluation of machines and robots: minimum collinear stiffness value approach // Journal of Mechanisms and Robotics. 2011. Vol. 3. No. 1. P. 9. <https://doi.org/10.1115/1.4003444>
5. Bhattacharya A., Maneesh K., Venkata – Reddy N., Cao J. Formability and surface finish studies in single point incremental forming // MSEC2011-50284. 2011. P. 621–627. <https://doi.org/10.1115/MSEC2011-50284>
6. Lu B., Fang Y., Xu D.K., Chen J., Ai S., Long H., Ou H., Cao J. Investigation of material deformation mechanism in double side incremental sheet forming // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2015. Vol. 93. P. 37–48. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2015.03.007>

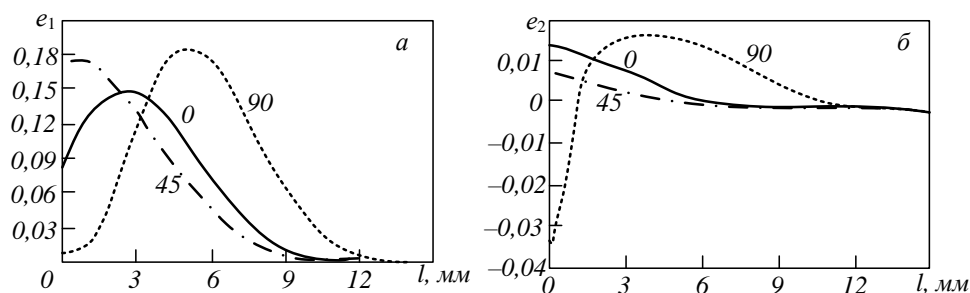


Рис. 5. Распределение главных деформаций для листов с показателем плоскостной анизотропии $-0,248$ (маршрут 3)
 Fig. 5. Distribution of the main deformations for sheets with a flat anisotropy index -0.248 (route 3)

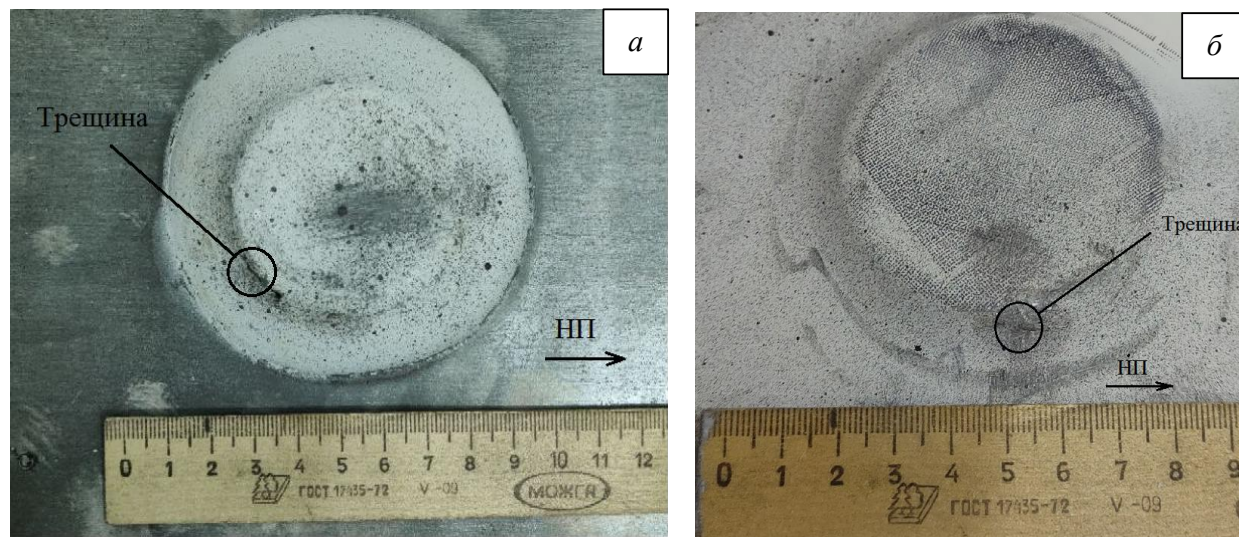


Рис. 6. Положение трещины на конических деталях полученных инкрементальным формообразованием листов с показателем плоскостной анизотропии $0,178$ (а) и $-0,248$ (б)
 Fig. 6. The position of the crack on the conical parts obtained by incremental sheet forming of sheets with a planar anisotropy index of 0.178 (а) and -0.248 (б)

7. Gatea S., Lu B., Ou H., McCartney G. Numerical simulation and experimental investigation of ductile fracture in SPIF using modified GTN model // MATEC Web of Conferences. 2015. Vol. 21. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20152104013>
8. Silva M.B., Nielsen P.S., Bay N., Martins P.A.F. Failure mechanisms in single-point incremental forming of metals // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2011. Vol. 56. P. 893–903. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3254-1>
9. Schafer T., Schraft R.D. Incremental sheet metal forming by industrial robots // Rapid Prototyping Journal. 2005. Vol. 11. No. 5. P. 278–286. <https://doi.org/10.1108/13552540510623585>
10. Ham, M., Jeswiet, J. Single point incremental forming and the forming criteria for AA3003 // CIRP ANNALS. 2006. Vol. 5. No. 1. P. 241–244. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60407-7](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60407-7)
11. Jeswiet, J., Micari, F., Hirt, G., Bramley, A., Dufloy, J., Allwood, J. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal // CIRP ANNALS. 2005. Vol. 54. No. 2. P. 88–111. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60021-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60021-3)
12. Verbert J. Computer aided process planning for rapid prototyping with incremental sheet forming techniques. PhD Thesis. Katholieke Universiteit Leuven, 2010.
13. Allwood J.M., Braun D., Music O. The effect of partially cut-out blanks on geometric accuracy in incremental sheet forming // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. No. 11. P. 1501–1510. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.04.008>
14. Третьяков, Т.В., Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. Оценка точности измерений с использованием видеосистемы анализа полей перемещений и деформаций // Вестник Пермского государственного технического университета. Механика. 2011. № 2. С. 92–100.
15. Vic-3D Correlated Solutions. Руководство по проведению испытаний. 2009. 64 с.

16. Vic-3D Correlated Solutions. Справочное руководство. 2010. 109 с.
17. Hussain G., Gao L. A novel method to test the thinning limit of sheet metal in negative incremental forming // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007. Vol. 47. No. 3-4. P. 419–435. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.06.015>
18. Гречников, Ф.В. Деформирование анизотропных материалов (Резервы интенсификации). Москва: Машиностроение, 1998. 448 с.

REFERENCES

1. Krivoshein V.A., Antsifirov A.A., Maistrov Yu.V. Prospects for the use of incremental molding technologies in modern production. *Izvestiya vuzov. Mashinostroenie*. 2014, no. 11 (656), pp. 84–89. (In Russ.).
2. Grechnikov V.F., Surudin S.V., Erisov Ya.A., De Alvaenga R. The current state of the theory and technology of incremental shaping. *Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie*. 2021, vol. 20, no. 3, pp. 119–137. (In Russ.). <https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-3-119-137>
3. Kugul'tinov S.D., Malyshev G.N. Simonenko K.E. Increase of production efficiency based on enlarged computer-aided design and standardization of technological processes. *Vestnik Izhevskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2007, no. 4, pp. 93. (In Russ.).
4. Portman V.T. Stiffness evaluation of machines and robots: minimum collinear stiffness value approach. *Journal of Mechanisms and Robotics*. 2011, vol. 3, no. 1, pp. 9. <https://doi.org/10.1115/1.4003444>
5. Bhattacharya A., Maneesh K., Venkata – Reddy N., Cao J. Formability and surface finish studies in single point incremental forming. *MSEC2011-50284*. 2011, pp. 621–627. <https://doi.org/10.1115/MSEC2011-50284>
6. Lu B., Fang Y., Xu D.K., Chen J., Ai S., Long H., Ou H., Cao J. Investigation of material deformation mechanism in double side incremental sheet forming. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2015, vol. 93, pp. 37–48. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2015.03.007>
7. Gatea S., Lu B., Ou H., McCartney G. Numerical simulation and experimental investigation of ductile fracture in SPIF using modified GTN model. *MATEC Web of Conferences*. 2015, vol. 21. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20152104013>
8. Silva M.B., Nielsen P.S., Bay N., Martins P.A.F. Failure mechanisms in single-point incremental forming of metals. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011, vol. 56, pp. 893–903. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3254-1>
9. Schafer T., Schraft R.D. Incremental sheet metal forming by industrial robots. *Rapid Prototyping Journal*. 2005, vol. 11, no. 5, pp. 278–286. <https://doi.org/10.1108/13552540510623585>
10. Ham, M., Jeswiet, J. Single point incremental forming and the forming criteria for AA3003. *CIRP ANNALS*. 2006, vol. 5, no. 1, pp. 241–244. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60407-7](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60407-7)
11. Jeswiet, J., Micari, F., Hirt, G., Bramley, A., Dufloy, J., Allwood, J. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal. *CIRP ANNALS*. 2005, vol. 54, no. 2, pp. 88–11. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60021-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60021-3)
12. Verbert J. Computer aided process planning for rapid prototyping with incremental sheet forming techniques. PhD Thesis. Katholieke Universiteit Leuven, 2010.
13. Allwood J.M., Braun D., Music O. The effect of partially cut-out blanks on geometric accuracy in incremental sheet forming. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, no. 11, pp. 1501–1510. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.04.008>
14. Tret'yakov, T.V., Tret'yakov M.P., Vil'deman V.E. Evaluation of measurement accuracy using the motion and strain field analysis video system. *Vestnik Permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*. 2011, no. 2, pp. 92 – 100. (In Russ.).
15. *Vic-3D Correlated Solutions. Test Guide*. 2009. 64 p.
16. *Vic-3D Correlated Solutions. Reference Guide*. 2010. 109 p.
17. Hussain, L. Gao, A novel method to test the thinning limit of sheet metal in negative incremental forming. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007, vol.47, no 3-4, pp. 419–435. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.06.015>
18. Grechnikov, F.V. *Deformation of anisotropic materials (Intensification reserves)*. Moscow: Mashinostroenie, 1998. 448 p. (In Russ.).

Сведения об авторах

Илья Николаевич Петров, аспирант кафедры обработки металлов давлением, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук
E-mail: ilpetrof110895@yandex.ru

Василий Андреевич Разживин, аспирант кафедры обработки металлов давлением, Самарский национальный исследовательский университет имени ака-

демика С.П. Королева, Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук
E-mail: vasia.razzhivin@yandex.ru

Тамара Сергеевна Саргаева, аспирант кафедры обработки металлов давлением, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: sargaeva1999@mail.ru

Дмитрий Игоревич Воробьев, студент кафедры обработки металлов давлением, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: dvorobev84@gmail.com

Алексей Валерьевич Смальцер, студент кафедры обработки металлов давлением, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: lex.oma@mail.ru

Information about the authors

Il'ya N. Petrov, Postgraduate of the Chair Metal Forming, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev, Samara Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences
E-mail: ilpetrof110895@yandex.ru

Vasilii A. Razzhivin, Postgraduate of the Chair Metal Forming, Samara National Research University named

after Academician S.P. Korolev, Samara Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences
E-mail: vasia.razzhivin@yandex.ru

Tamara S. Sargaeva, Postgraduate of the Chair Metal Forming, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev
E-mail: sargaeva1999@mail.ru

Dmitrii I. Vorob'ev, student of the Chair Metal Forming, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev
E-mail: dvorobev84@gmail.com

Aleksei V. Smal'tser, student of the Chair Metal Forming, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev
E-mail: lex.oma@mail.ru

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 30.05.2023

После доработки 13.06.2023

Принята к публикации 16.06.2023

Received 30.05.2023

Revised 13.06.2023

Accepted 16.06.2023

Оригинальная статья

УДК 669.1

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-87-94

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТОЙКОСТИ ЧУГУНОВ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ
ГАЗОВОЙ КОРРОЗИИ В СРЕДЕ АНОДНЫХ ГАЗОВ АЛЮМИНИЕВЫХ
ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ**

© 2023 г. Е. А. Пинаев¹, М. В. Темлянцев², А. И. Куценко², А. С. Симачев², О. В. Бессонова³

¹АО «Русал Красноярск» (660111, Красноярский Край, г. Красноярск, ул. Пограничников, 40)

²Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

³АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (654043, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

Аннотация. Проведено исследование коррозионной стойкости низколегированных чугунов в среде анодных газов алюминиевых электролизеров. При проведении экспериментов использованы чугуны не легированные и легированные хромом, алюминием, совместно хромом и алюминием. Исследуемые образцы и составы чугунов отличаются химическим составом, структурой основы, формой нахождения углерода в структуре и формой графита. Продолжительность эксперимента составила 384 сут. Коррозионную стойкость чугунов определяли по потерям массы образцов и удельным потерям массы с единицы поверхности в единицу времени. Из исследуемых составов наиболее высокой коррозионной стойкостью обладает чугун, содержащий минимальное количество алюминия и хрома. Потери массы образцов составили 33,8 %, а удельные потери $1,71 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч). Основа чугуна феррито-перлитная, графит имеет хлопьевидную форму. Чугуны легированные алюминием в количестве 0,64 % и легированные алюминием в количестве 2,74 % и хромом 1,83 % имеет близкие показатели коррозионной стойкости. Потери массы образцов составили 48,6 и 49,4 %, а удельные потери $2,57 \cdot 10^{-4}$ и $2,51$ г/(см²·ч) соответственно. Графит в таких чугунах имеет хлопьевидную форму. Чугун легированный алюминием в количестве 5,51 % имеет относительно низкие показатели коррозионной стойкости. Потери массы образцов составили 64,4 %, а удельные потери $3,22 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч). Графит в структуре такого чугуна имеет пластинчатое строение. Минимальная коррозионная стойкость характерна для образцов из чугуна с содержанием хрома 1,83 %. Потери массы образцов составили 74,0 %, а удельные потери $3,30 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч). Характерно, что чугун этого состава не содержит выделений графита, углерод в его составе находится в виде карбидов.

Ключевые слова: чугун, газовая коррозия, электролизер

Для цитирования: Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Куценко А.И., Симачев С.А., Бессонова О.В. Исследование стойкости чугунов к высокотемпературной газовой коррозии в среде анодных газов электролизеров экосодерберг // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 87–94. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-87-94](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-87-94)

Original article

**INVESTIGATION OF THE RESISTANCE OF CAST IRON TO HIGH-TEMPERATURE
GAS CORROSION IN THE ENVIRONMENT OF ANODE GASES OF ALUMINUM
ELECTROLYZERS**

© 2023 E. A. Pinaev¹, M. V. Temlyantsev², A. I. Kutsenko², A. S. Simachev², O. V. Bessonova³¹JSC «RUSAL – Krasnoyarsk» (40, str. Border guards, Krasnoyarsk, Krasnoyarsk Krai, 660111, Russian Federation)²Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo region – Kuzbass 654007, Russian Federation)³EVRAZ ZSMK JSC (16, sh. Cosmic, Novokuznetsk, Kemerovo Oblast - Kuzbass, 654043, Russian Federation)

Abstract. A study of the corrosion resistance of low-alloy cast iron in the environment of anodic gases of aluminum EcoSoderberg electrolyzers was carried out. During the experiments, cast irons not le-gated and alloyed with chromium, aluminum, together with chromium and aluminum were used. The studied samples and compositions of cast iron differ in chemical composition, the structure of the base, the form of carbon in the structure and the form of graphite. The duration of the experiment was 384 days. The corrosion resistance of cast iron was determined by the mass loss of samples and specific mass loss per unit surface per unit time. Of the studied compositions, cast iron containing a minimum amount of aluminum and chromium has the highest corrosion resistance. The mass loss of the samples was 33.8 %, and the specific loss was $1.71 \cdot 10^{-4} \text{ g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$. The base of cast iron is ferrite-pearlite, graphite has a flake shape. Cast iron alloyed with aluminum in an amount of 0.64 % and alloyed with aluminum in an amount of 2.74 % and chromium 1.83 % has similar corrosion resistance indicators. The mass losses of the samples were 48.6 and 49.4 %, and the specific losses were $2.57 \cdot 10^{-4}$ and $2.51 \text{ g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$, respectively. Graphite in such cast irons has a flake-like shape. Cast iron alloyed with aluminum in an amount of 5.51 % has relatively low corrosion resistance indicators, the weight loss of the samples was 64.4 %, and the specific loss was $3.22 \cdot 10^{-4} \text{ g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$. Graphite in the structure of such cast iron has a lamellar structure. Minimum corrosion resistance is typical for cast iron samples with a chromium content of 1.83 %. The mass loss of the samples was 74.0 %, and the specific loss was $3.30 \cdot 10^{-4} \text{ g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$. It is characteristic that cast iron of this composition does not contain graphite secretions, carbon in its composition is in the form of carbides.

Keywords: cast iron, gas corrosion, electrolyzer

For citation: Pinaev E.A., Temlyantsev M.V., Kutsenko A.I., Simachev S.A., Bessonova O.V. Investigation of the resistance of cast iron to high-temperature gas corrosion in the environment of anode gases of ecosoderberg electrolyzers. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 87–94. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-87-94](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-87-94)

Одним из эффективных направлений снижения количества вредных выбросов при производстве первичного алюминия является применение технологии ЭкоСодерберг. По данным работы [1] перевод производящих алюминий предприятий на технологию ЭкоСодерберг позволяет снизить количество выбросов фторидов в 3,5 раза (с 2,5 – 3,5 до 0,72 кг/т); пыли – в 3,5 раза (с 11 – 16,9 до 1,8 – 3,6 кг/т); диоксида серы – в 1,5 – 2 раза (с 1,5 – 2,3 до не более 1,0 кг/т); смолистых веществ – в 1,5 раза (с 1,5 – 2,24 до 0,89 – 1,38 кг/т).

Новая технология предполагает ряд изменений в конструкции алюминиевых электролизеров Содерберг. В частности, изменения коснулись газосборного колокола (ГСК). Рост силы тока электролизеров и увеличение объемов образующихся газов привели к необходимости увеличения ширины пояса газосборного колокола, изменения конфигурации секций ГСК с трапецевидной на параболическую. Это обеспечило увеличение поперечного сечения подкупольного пространства в 1,2 – 1,5 раза и снижение его аэродинамического сопротивления более чем в два раза. Не менее важным решением стало применение горелочных устройств увеличенного диаметра с «узкими» воздухозаборными ще-

лями, которые обеспечивают полноту сжигания горючих компонентов анодного газа за счет увеличения времени их пребывания в зоне высоких температур и более интенсивного смешивания компонентов [2, 3].

Переход на технологию ЭкоСодерберг привел к значительному изменению условий службы секций газосборного колокола, которые изготавливаются по литейным технологиям из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (марки ВЧ50). В частности, температура газов в центральных куполах системы газоудаления увеличилась до 800 °С, а максимальные температуры чугуновых секций до 600 – 620 °С [4].

Повышение температуры в совокупности с воздействием агрессивной атмосферы, которая в общем случае может содержать газообразные компоненты (HF, CF₄, C₂F₆, SiF₄, SO₂, SO₃, H₂S, CS₂, COS, CO₂, CO), оксиды ванадия, смолистые вещества и твердые частицы (С (углеродная сажа), Al₂O₃, Na₃AlF₆, Na₅Al₃F₁₄, K₂NaAlF₆, AlF₃, CaF₂, MgF₂) [5] привели к интенсификации коррозии чугуновых секций газосборного колокола и значительному снижению срока их службы [4].

Усредненный химический состав экспериментальных чугунов
Average chemical composition of experimental cast iron

Образец	Содержание элемента, % (по массе)										
	C	Mn	Si	Al	Cr	Ni	P	S	V	Mo	Cu
1	2,73	0,58	0,55	5,51	0,02	0,06	0,067	0,013	0,04	0,006	0,04
2	3,53	0,60	0,57	0,64	0,03	0,06	0,076	0,014	0,05	0,007	0,04
3	3,80	0,54	0,54	0,01	1,83	0,07	0,067	0,015	0,05	0,007	0,05
4	3,29	0,52	0,56	2,74	1,83	0,07	0,035	0,014	0,04	0,007	0,04
5	3,31	0,62	0,59	0,02	0,03	0,06	0,071	0,015	0,05	0,007	0,04

В справочной литературе [6 – 12] для условий, близких к условиям службы секций ГСК, рекомендуют чугуны, легированные кремнием, алюминием, хромом, а непосредственно для деталей защитного кожуха алюминиевых электролизеров – высокохромистый чугун марки ЧХ30 [13]. В работах [14, 15] показано, что высокой стойкостью к процессам коррозии в газовой атмосфере алюминиевых электролизеров обладают чугуны с содержанием алюминия не менее 7,5 – 8,0 %. Высоко- и комплекснолегированные чугуны повышают себестоимость чугунных секций, также повышаются предъявляемые требования к технологиям их производства [16]. Именно поэтому разработка составов и исследование коррозионной стойкости низколегированных и экономнолегированных чугунов в атмосфере анодных газов алюминиевых электролизеров ЭкоСодерберг является актуальной научно-практической задачей современного металловедения.

В настоящей работе проведены исследования процессов высокотемпературной газовой коррозии низколегированных чугунов легированных алюминием, хромом и совместно хромом и алюминием в атмосфере анодных газовых алюминиевых электролизеров. Для оценки влияния легирующих элементов в качестве материала для сравнения использован чугун аналогичного состава, но не содержащий алюминия и хрома.

Усредненные химические составы исследуемых чугунов представлены в табл. 1.

Выплавку чугунов проводили в индукционной печи. Из чугунов отливали образцы в форме пластин длиной 80 мм, шириной 80 мм и толщиной 20 – 30 мм. Масса образцов составляла 0,7 – 1,0 кг. Для получения наиболее достоверных результатов исследования коррозионной стойкости чугунов проводили в условиях действующего производства. Образцы посредством болтового соединения крепили к внутренней поверхности чугунной секции и устанавливали в конструкцию газосборного колокола (рис. 1) [17]. Таким образом, образцы находились во внутреннем пространстве электролизера и подвергались агрессивному воздействию температуры и газовой среды аналогично секции ГСК. Эксперименты проводили на промышленных электролизерах. Продолжительность экспериментов составляла 384 сут.

По завершении экспериментов секцию и образцы демонтировали. Механическим способом образцы очищали от продуктов коррозии [18] и взвешивали на лабораторных весах. Стойкость чугунов к высокотемпературной газовой коррозии определяли по удельным потерям массы U образцов с единицы поверхности в единицу времени.



а



б

Рис. 1. Общий вид образцов на секции до (а) и после (б) эксплуатации
Fig. 1. General view of the samples on the section before (a) and after (b) operation

Для исследования микроструктуры чугунов применяли оптический металлографический микроскоп OLYMPUS GX-51 и сканирующие электронные микроскопы KYKY-EM 6900 и Tescan mira 3. Твердость чугунов измеряли на твердомере ТК-2М. В табл. 2 представлено описание микроструктуры, твердость и удельные потери массы исследуемых чугунов. На рис. 2 показана характерная микроструктура исследуемых чугунов после экспериментов.

Анализ результатов проведенных исследований показывает, что рассматриваемые чугуны являются низколегированными, доэвтектическими [12]. Продолжительная (384 сут.) эксплуатация, сопровождающаяся изменениями температуры секции от 600 до 800 °С, привела к определенным структурным изменениям формы графита и перлита чугуна.

Наиболее высокой коррозионной стойкостью обладает чугун состава 5, содержащий минимальное количество алюминия и хрома. Потери массы образцов составили 33,8 %, а удельные потери $1,71 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч). Основа чугуна феррито-перлитная, графит имеет хлопьевидную форму. Образцы после удаления продуктов коррозии имеют внешний вид, близкий к исходному. Коррозия по поверхности образцов равномерная.

Чугун составов 2 (легированный алюминием в количестве 0,64 %) и 4 (легированный алюминием в количестве 2,74 % и хромом 1,83 %) имеет близкие показатели коррозионной стойкости. Потери массы образцов составили 48,6 и 49,4 %, а удельные потери $2,57 \cdot 10^{-4}$ и $2,51 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч) соответственно. Графит в чугуне составов 2 и 4 имеет хлопьевидную форму. Чугун состава 2

имеет самую низкую твердость 116 – 118 НВ. Для чугуна состава 4 характерна более высокая твердость: 202 – 228 НВ.

Чугун состава 1, легированный алюминием в количестве 5,51 %, имеет относительно низкие показатели коррозионной стойкости. Потери массы образцов составили 64,4 %, а удельные потери $3,22 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч). Графит в структуре такого чугуна имеет пластинчатое строение.

Минимальная коррозионная стойкость характерна для образцов из чугуна состава 3, с содержанием хрома 1,83 %. Потери массы образцов составили 74,0 %, а удельные потери $3,30 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч), то есть фактически в два раза больше, чем у чугуна состава 5. Характерно, что чугун состава 3 не содержит выделений графита, углерод в его составе находится в виде карбидов. Твердость такого чугуна максимальна из всех исследуемых составов и находится на уровне 302 – 341 НВ. Визуальный анализ образцов из этого чугуна после демонтажа с поверхности секций показал, что они содержат следы сильного коррозионного разрушения, на поверхности присутствуют глубокие каверны, в некоторых участках сквозной прогар.

Исследуемые образцы и составы чугунов отличаются химическим составом, структурой основы, формой нахождения углерода в структуре и формой графита. Полученные данные в целом согласуются с существующими представлениями о коррозионной стойкости чугунов и влиянии на нее различных факторов. Низкохромистые чугуны имеют практически такую же коррозионную стойкость, как и серый чугун. Высоко-

Таблица 2

Микроструктура, твердость и удельные потери массы исследуемых чугунов
Microstructure, hardness and specific mass loss of the studied cast irons

Образец	Микроструктура чугуна	Твердость, НВ	$U \cdot 10^4$ г/(см ² ·ч)	Потери массы образца, %
1	Ферритная основа, графит имеет пластинчатое строение	148 – 153	3,22	64,4
2	Феррито-перлитная основа, графит хлопьевидный	116 – 118	2,57	48,6
3	Структура доэвтектического белого чугуна, состоит из ледебуритной эвтектики + перлита + карбидов, графит в свободном виде отсутствует	302 – 341	3,30	74,0
4	Феррито-перлитная основа, форма графита пластинчатая, трансформировалась в хлопьевидную в процессе эксплуатации	202 – 228	2,51	49,4
5	Основа феррито-перлитная, графит имеет сферическую форму, трансформировавшуюся в хлопьевидную в процессе эксплуатации	143 – 153	1,71	33,8

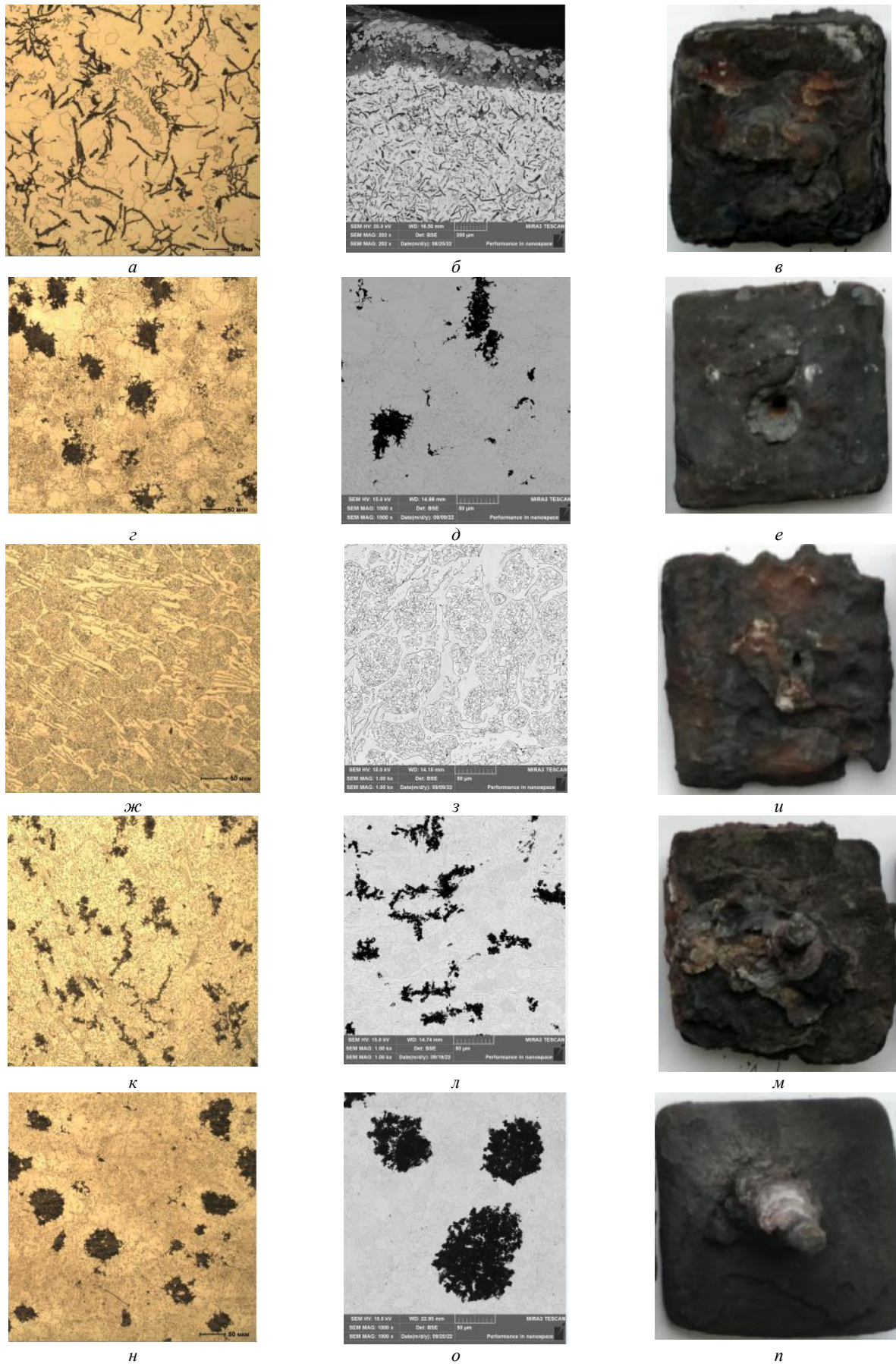


Рис. 2. Микроструктура исследуемых чугунов составов 1 (а-в), 2 (г-е), 3 (ж-и), 4 (к-м), 5 (н-п) и общий вид образцов (в, е, и, м, п) после демонтажа (а, г, ж, к, н – оптическая микроскопия; б, д, з, л, о – электронная микроскопия)
 Fig. 2. Microstructure of the studied cast iron compositions 1 (а-в), 2 (г-е), 3 (ж-и), 4 (к-м), 5 (н-п) and the general view of the samples (в, е, и, м, п) after dismantling (а, г, ж, к, н – optical microscopy; б, д, з, л, о – electron microscopy)

прочный чугун с шаровидным графитом, как правило, более устойчив к коррозии по сравнению с серым чугуном. Наличие графита в виде разобщенных сфероидных включений препятствует проникновению окислительного агента в глубь матрицы, окисление в таком чугуне идет практически только с поверхности, в то время как в сером чугуне, имеющем рассеченную пластинчатый графитом матрицу, процесс окисления захватывает не только поверхность, но и внутреннюю (по графитовым включениям) часть образца [13].

Влияние формы графитовых частиц на коррозионную стойкость подтверждено в работах [19, 20], в которых показано, что уменьшение площади межфазной поверхности графита и металлической основы способствует повышению коррозионной стойкости чугуна с шаровидным графитом.

Поскольку коррозионные процессы протекают по границам раздела фаз, то доэвтектический белый чугун состава 3, состоящий из ледебуритной эвтектики, перлита и карбидов, имеет в этом плане менее благоприятную структуру.

Вывод

В результате проведенных в промышленных условиях исследований установлено, что наиболее высокой коррозионной стойкостью в атмосфере анодных газов электролизеров ЭкоСодерберг из исследуемых низколегированных чугунов обладает чугун состава 5, содержащий минимальное количество алюминия и хрома. Потери массы образцов составили 33,8 %, а удельные потери $1,71 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч). Основа чугуна феррито-перлитная, графит имеет хлопьевидную форму. Наименьшую коррозионную стойкость имеет состав 3 с содержанием хрома 1,83 %. Потери массы образцов составили 74,0 %, а удельные потери $3,30 \cdot 10^{-4}$ г/(см²·ч), то есть фактически в два раза больше, чем у состава 5. Характерно, что чугун состава 3 не содержит выделений графита, углерод в его составе находится в виде карбидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сибгатулин В.Г., Шишацкий Н.Г. Красноярский алюминиевый завод: экологический фактор // ЭКО. 2018. № 4. С. 48–66.
2. Шахрай С.Г. Современное состояние атмосферы корпусов производства алюминия и методы ее нормализации // Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии. 2012. № 5. С. 638–646.
3. Виноградов А.М., Пинаев А.А., Виноградов Д.А., Пузин А.В., Шадрин В.Г., Зорько Н.В., Сомов В.В. Повышение эффективности укрытия электролизеров Содерберга //

- Металлургия цветных металлов. 2017. № 1. С. 19–30.
4. Юрьев А.Б., Темлянец М.В., Деев В.Б., Феоктистов А.В., Пинаев Е.А. Коррозия чугунных секций газосборного колокола электролизеров ЭкоСодерберг // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 11-12. С. 883–890. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-11-12-883-890>
5. Минцис М.Я., Поляков П.В., Сиразутдинов Г.А. Электрометаллургия алюминия. Новосибирск: Наука, 2001. 368 с.
6. Гиршович Н.Г. Справочник по чугунному литью. Ленинград: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1978. 758 с.
7. Шерман А.Д. Чугун: Справочное издание. Москва: Металлургия, 1991. 576 с.
8. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны. Москва: Металлургия, 1976. 288 с.
9. Бобро Ю.Г. Жаростойкие и ростоустойчивые чугуны. Москва: Машгиз, 1960. 170 с.
10. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Москва: Металлургия, 1983. 176 с.
11. Шапранов И.А., Срыбник А.Д. Высокопрочные и специальные чугуны. Москва: Машиностроение, 1983. 43 с.
12. Термическая и термомеханическая обработка стали и чугуна / А.В. Супов, В.П. Канев, П.Д. Одесский и др. Москва: Интернет Инжиниринг, 2007. Т.3. 920 с.
13. Терентьев А.А., Ножко С.И. О качестве алюминия-сырца для производства алюминиевой катанки // Системы. Методы. Технологии. 2018. Т. 37. № 1. С. 136–141.
14. Шиманский И.А. Повышение коррозионной стойкости литых чугунных изделий в условиях высокотемпературной газовой коррозии. Автореф. канд. дис. Красноярск. 2012. 22 с.
15. Шиманский А.Ф., Биронт В.С., Бабкин В.Г., Погодаев А.М., Самойло А.С., Фризоргер В.К., Голоскин Е.С., Шиманский И.А. Влияние легирования алюминием на стойкость чугунных конструкций в условиях высокотемпературной газовой коррозии. В кн.: Сборник докладов второго международного конгресса «Цветные металлы Сибири 2010». Красноярск, 2010. С. 603–608.
16. Белякова А.И., Жукова А.А., Маццарелли Д., Белякова А.А. Производство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Москва: Машиностроение. 2010. 712 с.
17. Пинаев Е.А., Темлянец М.В., Протопопов Е.В. и др. Исследование влияния алюминия на коррозионную стойкость чугунов при эксплуатации в среде анодных газов электролизеров ЭкоСодерберг // Вестник Российской академии естественных наук. За-

- падно-Сибирское отделение. 2021. № 24. С. 116–121.
18. Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Кувшинникова Н.И. Исследование химического и фазового состава продуктов коррозии чугуновых секций газосборного колокола алюминиевых электролизеров ЭкоСодерберг // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2020. № 43. С. 144–151.
 19. Баранов Д.А., Лейрих И.В., Мызникова Е.С. Коррозионная стойкость деформированного высокопрочного чугуна в водных средах // Защита металлов. 2004. Т. 40. № 3. С. 277–279.
 20. Баранов Д.А., Луничкина М.А., Нестерова А.И. Влияние прокатки на коррозионную стойкость высокопрочного чугуна // Защита металлов. 2003. Т. 39. № 4. С. 420–423.
- REFERENCES**
1. Sibgatulin V.G., Shishatskii N.G. Krasnoyarsk Aluminum Plant: environmental factor. *EKO*. 2018, no. 4, pp. 48–66. (In Russ.).
 2. Shakhrai S.G. The current state of the atmosphere of aluminum production buildings and methods of its normalization. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Tekhnika i tekhnologii*. 2012, no. 5, pp. 638–646. (In Russ.).
 3. Vinogradov A.M., Pinaev A.A., Vinogradov D.A., Puzin A.V., Shadrin V.G., Zor'ko N.V., Somov V.V. Improved efficiency of Soderberg cell shelter. *Metallurgiya tsvetnykh metallov*. 2017, no.1, pp. 19–30. (In Russ.).
 4. Yur'ev A.B., Temlyantsev M.V., Deev V.B., Feoktistov A.V., Pinaev E.A. Corrosion of cast-iron sections of the gas-collecting bell of EcoSoderberg electrolyzers. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 11-12. pp. 883–890. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-11-12-883-890>
 5. Mintsis M.Ya., Polyakov P.V., Sirazutdinov G.A. *Aluminium electrometallurgy*. Novosibirsk: Nauka, 2001, 368 p. (In Russ.).
 6. Girshovich N.G. *Iron Casting Handbook*. Leningrad: Mashinostroenie, 1978, 758 p. (In Russ.).
 7. Sherman A.D. *Cast iron: Reference edition*. Moscow: Metallurgiya, 1991, 576 p. (In Russ.).
 8. Bobro Yu.G. *Alloyed cast iron*. Moscow: Metallurgiya, 1976, 288 p. (In Russ.).
 9. Bobro Yu.G. *Heat-resistant and growth-resistant cast iron*. Moscow: Mashgiz, 1960, 170 p. (In Russ.).
 10. Tsypin I.I. *White wear-resistant cast iron*. Moscow: Metallurgiya, 1983, 176 p. (In Russ.).
 11. Shapranov I.A., Srybnik A.D. *High strength and special cast iron*. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 43 p. (In Russ.).
 12. Supov A.V., Kanev V.P., Odesskii P.D. et al. *Thermal and thermomechanical treatment of steel and cast iron*. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2007, vol. 3, 920 p. (In Russ.).
 13. Terent'ev A.A., Nozhko S.I. About the quality of raw aluminum for the production of aluminum wire rod. *Sistemy Metody Tekhnologii*. 2018, vol. 37, no. 1, pp. 136–141. (In Russ.).
 14. Shimanskii I.A. Increased corrosion resistance of cast cast iron products under conditions of high-temperature gas corrosion. Autoref. cand. dis. Krasnoyarsk. 2012, 22 p. (In Russ.).
 15. Shimanskii A.F., Biront V.S., Babkin V.G., Pogodaev A.M., Samoilo A.S., Frizorger V.K., Goloskin E.S., Shimanskii I.A. *Influence of aluminum alloying on resistance of cast iron structures under conditions of high-temperature gas corrosion*. In: *Sbornik dokladov vtorogo mezhdunarodnogo kongressa Tsvetnye metally Sibiri 2010*. Krasnoyarsk, 2010, pp. 603–608. (In Russ.).
 16. Belyakova A.I., Zhukova A.A., Matstsarelli D., Belyakova A.A. *Production of castings from high-strength cast iron with spherical graphite*. Moscow: Mashinostroenie. 2010, 712 p. (In Russ.).
 17. Pinaev E.A., Temlyantsev M.V., Protopopov E.V. etc. Study of the influence of aluminum on the corrosion resistance of cast iron during operation in the environment of anode gases of EcoSoderberg electrolyzers. *Vestnik Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Zapadno-Sibirskoe otdelenie*. 2021, no. 24, pp. 116–121. (In Russ.).
 18. Pinaev E.A., Temlyantsev M.V., Temlyantseva E.N., Kuvshinnikova N.I. Study of chemical and phase composition of corrosion products of cast iron sections of the gas-collecting bell of aluminum electrolyzers EcoSoderberg. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi seksii Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii*. 2020, no. 43, pp. 144–151. (In Russ.).
 19. Baranov D.A., Leirikh I.V., Myznikova E.S. Corrosion resistance of deformed high-strength cast iron in aqueous media. *Zashchita metallov*. 2004, vol. 40, no. 3, pp. 277–279. (In Russ.).
 20. Baranov D.A., Lunichkina M.A., Nesterova A.I. Impact of rolling on corrosion resistance of high-strength cast iron. *Zashchita metallov*. 2003, vol. 39, no. 4, pp. 420–423. (In Russ.).

Сведения об авторах

Евгений Александрович Пинаев, директор по электролизному производству, АО «Русал Красноярск»
E-mail: Evgeniy.Pinaev@rusal.com

Михаил Викторович Темлянец, д.т.н., профессор, проректор по учебной и воспитательной работе, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0001-7985-5666

Андрей Иванович Куценко, к.т.н., начальник управления цифровой трансформации, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: aik_mail@mail.ru

Артём Сергеевич Симачев, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: simachev_as@mail.ru
ORCID: 0000-0002-9712-3757

Ольга Валерьевна Бессонова, главный специалист – металловед по электронной микроскопии и исследовательским работам, АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Information about authors

Evgenii A. Pinaev, Director for Electrolysis Production, JSC «Rusal Krasnoyarsk»
E-mail: Evgeniy.Pinaev@rusal.com ;

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Education-al Work, Siberian State Industrial University
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0001-7985-5666

Andrei I. Kutsenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Digital Transformation Department, Siberian State Industrial University
E-mail: aik_mail@mail.ru

Artem S. Simachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metal Forming and Metal Science “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University
E-mail: simachev_as@mail.ru
ORCID: 0000-0002-9712-3757

Ol'ga V. Bessonova, Chief Specialist – Metallologist in electron microscopy and research work, JSC "EVRAZ ZSMK"

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 02.06.2023
После доработки 13.06.2023
Принята к публикации 15.06.2023

Received 02.06.2023
Revised 13.06.2023
Accepted 15.06.2023

Оригинальная статья

УДК 334.012.44 (571.17)

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-95-102

ПЕРСПЕКТИВА РАЗВИТИЯ СОЦИАЛЬНОГО ПРЕДПРИНИМАТЕЛЬСТВА В КУЗБАССЕ

© 2023 г. Ю. В. Дубовик, Д. А. Надеева, Л. П. Драйцева, И. А. Исупова

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Социальное предпринимательство как относительно новый феномен экономики получает все более широкое распространение в современном социуме. Оно представляет собой возможность решения широкого спектра общественных проблем посредством вовлечения граждан и организаций, применения соответствующих экономических механизмов. При этом важно отличать социальное предпринимательство от сфер оказания общественных услуг и общественной деятельности. Деятельность в области социального предпринимательства пользуется мерами поддержки на федеральном и региональном уровнях. В Кузбассе работают следующие организации: Кузбасский центр инноваций социальной сферы, проект «Мастерская социального предпринимательства», Центр социального предпринимательства «Шаг вперед». Они проводятся региональные форумы «Комьюнити социальных предпринимателей Кузбасса». Основными сдерживающими факторами являются недостаточность знаний об этой сфере в целом и о соответствующих мерах поддержки, а также фактор неопределенности экономической ситуации. В социальной сфере Кузбасса в настоящее время функционирует 1228 предприятий, 124 субъекта малого и среднего предпринимательства зарегистрированы в реестре социальных предпринимателей. По статистике социального бизнеса Кузбасса со значительным перевесом преобладает деятельность, связанная со здравоохранением, социальным туризмом, физической культурой и массовым спортом (51 %), а также образованием (39 %). Социальные проблемы Кузбасса существенно усложняются неблагоприятной экологической обстановкой, сокращением числа предприятий в «неугольных» секторах экономики, миграцией населения из региона (за счет молодежи). При этом деятельность, связанная с защитой окружающей среды и экологической безопасностью, занимает только 4 % в статистике социального бизнеса. Поэтому развитие социального предпринимательства в условиях Кузбасса должно учитывать специфику региона и обеспечение решения локальных проблем.

Ключевые слова: социальное предпринимательство, карта социального бизнеса, особенности социального предпринимательства, меры поддержки социального предпринимательства, Кузбасс

Для цитирования: Дубовик Ю.В., Надеева Д.А., Драйцева Л.П., Исупова И.А. Перспектива развития социального предпринимательства в Кузбассе // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 95–102. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2\(44\)-95-102](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2(44)-95-102)

Original article

PROSPECTS FOR THE DEVELOPMENT OF SOCIAL ENTREPRENEURSHIP IN KUZBASS

© 2023 Y. V. Dubovik, D. A. Nadeeva, L. P. Draitseva, I. A. Isupova

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. Social entrepreneurship as a relatively new economic phenomenon. It is becoming more and more widespread in modern society. It provides an opportunity to solve a wide range of social problems through the involvement of

citizens and organizations, the use of appropriate economic mechanisms. At the same time, it is important to distinguish social entrepreneurship from the provision of public services and social activities. Activities in the field of social entrepreneurship enjoy support measures at the federal and regional levels. Also in Kuzbass there are the Kuzbass Center for Innovations in the Social Sphere, the project "Workshop for Social Entrepreneurship", the Center for Social Entrepreneurship "Step Forward", regional forums "Community of Social Entrepreneurs of Kuzbass" are held. The main limiting factors are the lack of knowledge about this area in general and about the corresponding support measures, as well as the uncertainty of the economic situation. In the social sphere of Kuzbass, 1228 enterprises are currently operating, 124 small and medium-sized businesses are in the register of social entrepreneurs. In the statistics of social business in Kuzbass, predominating activities are those related to health care, social tourism, physical culture and mass sports (51 %), as well as education (39 %). At the same time, the social problems of Kuzbass are deteriorating due to such factors as an unfavorable environmental situation, a reduction in the number of enterprises in the "non-coal" sectors of the economy, and migration of the population from the region, especially at the expense of young people. At the same time, activities related to environmental protection and environmental safety account for only 4 % in social business statistics. Therefore, the directions for the development of social entrepreneurship in Kuzbass should consider local problems.

Keywords: social entrepreneurship, social business map, features of social entrepreneurship, measures to support social entrepreneurship, Kuzbass

For citation: Dubovik, Y.V., Nadeeva, D.A., Draitseva, L.P., Isupova, I.A. Prospects for the Development of Social Entrepreneurship in Kuzbass. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 2 (44), pp. 95–102. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2\(44\)-95-102](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-2(44)-95-102)

Введение

Много лет перед человечеством стояли многочисленные социальные задачи и проблемы, поэтому люди старались разработать самые разные попытки их решения. На каждом этапе истории существовали свои способы и методы.

На сегодняшний день открытие своего бизнеса характеризуется целью извлечения прибыли. Бывает такой бизнес, который направлен на помощь ближним (пенсионерам, инвалидам, детям). Этот феномен называется социальным предпринимательством.

Социальное предпринимательство – это вид предпринимательства, связанный с социальной деятельностью, действующий в рамках некоммерческих организаций [1]. Это относительно новое направление, уже вошедшее в экономическое поле России. Социальное предпринимательство необходимо рассмотреть как институт в его настоящем состоянии на примере одного из субъектов Российской Федерации, поскольку эта молодая экономическая категория уже нашла свое отражение на законодательном уровне.

Словосочетание «социальное предпринимательство» в последние годы встречается и изучается во многих публикациях. Концептуальные аспекты социального предпринимательства рассматриваются в работах [2 – 8]. Вопросы организации социального предпринимательства подробно изучаются в работах [9 – 14]. Можно отметить и работы по изучению социального предпринимательства в российских условиях [1, 15, 16]. Однако рассматриваемая сфера предпринимательства еще не получила достаточного распространения в российской практике (осо-

бенно в регионах), что требует систематической деятельности по информированию заинтересованных сторон о возможностях и преимуществах социального предпринимательства, мерах поддержки, деятельности по продвижению различных социально-предпринимательских инициатив среди российского населения.

Целью настоящей работы является анализ региональных особенностей развития социального предпринимательства на примере Кемеровской области – Кузбасса и изучение возможностей привлечения этого механизма для компенсации социальных проблем региона.

Основные результаты

Для наиболее углубленного исследования рассматриваемого понятия были рассмотрены «чистые» формы участия в социально значимой деятельности (рис. 1).

Можно проследить соотношение различных форм социально значимых видов деятельности по характеру действия и социальным изменениям. Исходя из этого, можно сделать вывод, что социальное предпринимательство несет прямой характер воздействия и стремится создать устойчивое равновесие в общественно-значимой сфере.

Проанализируем перспективу развития социального предпринимательства в Кемеровской области – Кузбассе через раскрытие сущности этого понятия.

Социальное предпринимательство является особым видом предпринимательской деятельности, так как предполагает решение целого ряда социальных проблем. При этом рассматриваемый механизм задействует усилия широкого



Рис. 1. «Чистые» формы участия в социально значимой деятельности
 Fig. 1. "Pure" forms of participation in socially significant activities

круга инициативных граждан и привлечение частных средств. В первую очередь, оно обеспечивает занятость населения, а также возможность помогать не только людям, но и животным в природе и даже организациям. В Кемеровской области выражено наличие различных социальных и экологических проблем, важнейшим следствием которых являются негативные демографические тенденции. Социальное предпринимательство дает новые организационные инструменты для решения социально значимых проблем. Именно поэтому в Кемеровской области социальному предпринимательству уделяется большое значение.

Социальным предпринимателям отведена в обществе отдельная роль, так как именно эти уникальные люди обладают не только ресурсами для ведения предпринимательской деятельности, но и особыми личностными качествами (умением определять текущие проблемы и видеть четко средства и пути их разрешения, а также обладают довольно глубокими знаниями об обществе).

Стоит отметить, что по данным Кузбасского фонда развития предпринимательства сегодня в регионе функционирует 1228 предприятий, осуществляющих деятельность в социальной сфере. Из числа социальных предпринимателей Кузбасса 124 субъекта малого и среднего предпринимательства (МСП) зарегистрированы в реестре социальных предпринимателей. Из рис. 2 видно, что наибольшее число социальных предприятий находится в г. Кемерово (546 единиц) и в г. Новокузнецк (361 единица). Эти города являются самыми густонаселенными на террито-

рии Кузбасса, в них хорошо развита экономика, а уровень жизни населения выше, чем в соседних городах.

Около 5 % организаций занимаются производственной деятельностью, остальные работают в сфере услуг [17]. Ниже представлены основные направления деятельности предпринимателей, включенных в реестр:

- уход за детьми;
- сфера дополнительного образования (художественно-эстетическое, естественнонаучное, культурологическое и другие направления);
- развитие (лепка, изобразительное искусство, спортивные секции и другое);
- помощь социально уязвимым категориям граждан (услуги по уходу за пожилыми людьми и их оздоровлению (дома престарелых, санаторно-курортные учреждения), реабилитации и социальной адаптации инвалидов и людей с ограниченными возможностями здоровья, реализации средств реабилитации (25 % зарегистрированных в реестре предпринимателей оказывают перечисленные услуги)).

На сегодняшний день около 13 % компаний из реестра социальных предпринимателей обеспечивают рабочими местами социально незащищенные категории граждан: инвалидов и лиц с ограниченными возможностями здоровья, пенсионеров и граждан предпенсионного возраста, лиц, освобожденных из мест лишения свободы и прочих [18].

Если проанализировать карту социального бизнеса Кузбасса, то можно сделать следующие выводы:



Рис. 2. Социальное предпринимательство в Кузбассе
Fig. 2. Social entrepreneurship in Kuzbass

– 51 % предпринимателей развиваются в сфере здравоохранения, социального туризма, физической культуры и спорта;

– 39 % видят свою деятельность в сфере образования;

– 5 % занимаются культурно-просветительской деятельностью;

– 4 % выступают защитниками окружающей среды и экологической безопасности;

– и лишь 1 % предпринимателей выпускают печатные издания, связанные с образованием, наукой и культурой [19].

Исходя из всего вышесказанного и вышеперечисленного, можно отметить высокую заинтересованность и значимость деятельности социального предпринимательства для жителей Кемеровской области.

Однако социальное предпринимательство, как и любой другой сектор экономики, имеет свои факторы, тормозящие его развитие. На сегодняшний день актуальным в социальном предпринимательстве остается решение следующих проблем:

1 – отсутствие у некоммерческих организаций необходимых знаний и навыков работы в предпринимательской сфере;

2 – отсутствие нормативного регулирования;

3 – слабый уровень развития гражданского сознания населения;

4 – высокие налоги;

5 – незнание о существовании программ поддержки на федеральном уровне;

6 – экономическая нестабильность.

Большинство предприятий, называющих себя «социальными», сталкиваются со сложностью охватить широкие массы населения для участия в различных проектах и отсутствием соответствующих нормативных актов. Поэтому главной задачей, как на федеральном, так и на региональном уровнях, будет регулирование законодательной базы в вопросах социального предпринимательства, усиление финансирования и государственная поддержка.

Так, в Кемеровской области есть свой перечень поддержки социальных предпринимателей, который постоянно обновляется и дополняется. Целесообразным будет предоставить стратегическую программу совершенствования социального предпринимательства Кузбасса:

1 – включение финансирования социально ориентированных некоммерческих организаций в региональные программы поддержки малого и среднего предпринимательства;

2 – обеспечение доступности программ обучения и повышения квалификации для предпринимателей в социальном бизнесе;

3 – создание и внедрение профессиональных образовательных программ направленных на развитие компетенций уже действующих опытных предпринимателей;

4 – создание центров инноваций, оказывающих весь спектр финансовых, консультационных, обучающих и других услуг, в том числе и в других крупных городах области, для того что-

бы обеспечить поддержку представителей социально-ориентированного бизнеса на местах [20].

На основании данных программ можно сделать вывод, что власть в регионе делает все возможное для поддержания и развития социального предпринимательства, а также привлекают к этому молодежь и оказывают различную помощь и финансовую поддержку.

В последнее время в Кузбассе принимаются меры по формированию благоприятных условий для социального предпринимательства. Например, проходят ежегодные региональные форумы «Комьюнити социальных предпринимателей Кузбасса». Задача Комьюнити – развивать сообщество социальных предпринимателей.

Весомым фактом выступает и то, что в поддержку развития социального предпринимательства в Кузбассе был запущен масштабный проект муниципального некоммерческого Фонда поддержки малого предпринимательства города Кемерово (Центра социального предпринимательства (ЦСП) «Шаг вперед»). Он начал свою деятельность 3 октября 2014 г. с целью формирования благоприятной среды для развития инициатив в сфере социального предпринимательства.

В Кузбассе также занимает важное место проект «Мастерская социального предпринимательства», реализуемый Кузбасским Центром инноваций социальной сферы. Акцент делается на обучение действующих и даже будущих социальных предпринимателей. Основной целью выступает формирование необходимых условий для социальных предпринимателей, а также продвижение перспективных и стратегических проектов и инноваций.

Деятельность регионального центра позволит создать эффективный механизм поддержки действующего бизнеса, развития и стимулирования к занятию социальным предпринимательством у различных групп населения, а также привлечь в

социальную отрасль не только малые, но и крупные предприятия Кузбасса.

При этом стоит отметить, что с каждым годом в Кузбассе растет интерес к социальному предпринимательству, появляются новые партнеры у регионального ЦИСС, готовые поддерживать социальных предпринимателей.

Важно отметить, что некоторые социальные предприниматели смогли выиграть конкурс «Лучший социальный проект» и стали участниками федерального этапа, так как они являются уникальными представителями в рассматриваемой сфере [18].

Убедиться в важности и значимости принятия участия в таких конкурсах и мероприятиях позволит статистика создания рабочих мест социальными предпринимателями за 2021 г. (рис. 3).

Гранты в размере от 100 до 500 тысяч рублей выдаются для осуществления проектов в социальной сфере. Поскольку социальные предприниматели решают важные задачи для жителей Кузбасса, то региональная власть должна сформировать условия и направления для развития.

С 1 января 2023 г. по 31 декабря 2025 г. для социальных предпринимателей в Кемеровской области снизят налоговую ставку с 15 до 5 %, если объектом налогообложения являются доходы, уменьшенные на величину расходов. С 6 до 1 % сократится ставка, если объект налогообложения – доходы. Мерой поддержки можно воспользоваться с 2024 г., оплатив налог за 2023 г. [21]. Важно понимать, что более 90 % социальных предпринимателей пользуются упрощенной системой налогообложения (УСН). Помимо вышеуказанных нововведений, социальные предприниматели также как и все регионы страны, могут претендовать на государственную поддержку, которая определена в Федеральном законе от 24.07.2007 № 209-ФЗ «О развитии малого и среднего предпринимательства в Российской Федерации».



Рис. 3. Статистика создания рабочих мест в 2021 году социальными предпринимателями
Fig. 3. Statistics on job creation by social entrepreneurs in 2021



Рис. 4. Категории предпринимательской деятельности для получения статуса социального предприятия
 Fig. 4. Categories of entrepreneurial activity to obtain the status of a social enterprise

Стоит отметить, что для получения статуса социального предприятия (ИП) организация должна соответствовать условиям, установленным частью 1 статьи 24.1 ФЗ от 24.07.2007 № 209-ФЗ «О развитии малого и среднего предпринимательства в РФ» и осуществлять предпринимательскую деятельность, относящуюся к одной из четырех категорий (рис. 4).

Исходя из анализа приведенной выше статистики, доминирующими направлениями социально-предпринимательской деятельности являются здравоохранение, социальный туризм, физическая культура и спорт, а также образование. При этом только 4 % таких инициатив связаны с решением экологических задач. Однако в спектре социально-экономических проблем региона наиболее значительными являются неблагоприятная экологическая обстановка, сокращение числа предприятий в «неугольных» секторах экономики, миграция населения из региона, особенно за счет молодежи [22]. Важным обстоятельством является и то, что в структуре экономики региона доминируют крупные предприятия ввиду высокой капиталоемкости основных направлений экономической деятельности, связанных с добычей полезных ископаемых, а также их использованием и переработкой. Социальное предпринимательство предлагает новые организационные механизмы решения социальных и экологических проблем, включая поддержку частных инициатив, вовлечение средств граждан и предприятий наряду с поддержкой государства, сочетание «доходной» и альтруистической деятельности, позволяющей обеспечить как экономическую стабильность таких предприятий, так и решение общественно-значимых задач, что позволит уменьшить социальные противоречия в обществе и обеспечить более стабильное развитие Кемеровской области.

Выводы

Представлены основные меры по поддержке социального предпринимательства в Кемеровской области. Правительство Кузбасса заинтересовано в развитии рассматриваемого вида деятельности. Почти каждый год характеризуется нововведениями в жизнь социальных предпринимателей. Также важно отметить, что сами социальные предприниматели не готовы останавливаться на достигнутом. Они активно участвуют в различных мероприятиях и конкурсах, постоянно обучаются и развиваются.

Несмотря на то, что социально-предпринимательские инициативы в Кузбассе развиваются и поддерживаются, важно обеспечить их рост в направлениях, связанных с решением локальных проблем, в том числе в области экологии и рекреационных проектов, особенно в районах с неблагоприятной экологической обстановкой, а также поощрение молодежного социального предпринимательства для поддержки заинтересованных молодых людей и формирования общественного мнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Калужнова Н.Я., Огаркова Е.П., Осипов М.А. Социальное предпринимательство / Под ред. Н.Я. Калужновой. Москва: Изд-во Юрайт, 2022. 114 с.
2. Drayton W. The Citizen Sector: Becoming as Entrepreneurial and Competitive as Business // California Management Review. 2002. Vol. 44. No. 3. P. 120–132. <https://doi.org/10.2307/41166136>
3. Drayton B. Empathy-Based Ethics: A Strategic Essential // Forbes India: online. 2012. <https://www.forbesindia.com/article/third->

- anniversary-special/bill-drayton-empathybased-ethics-a-strategic-essential/32952/1* (accessed 26.03.2023).
4. Martin R., Osberg S. Social Entrepreneurship: The Case for Definition // *Stanford Social Innovation Review*. Spring 2007. 2007. Vol. 5. No. 2.
 5. Alvord S.H., Brown D. L., Letts Ch. W. Social Entrepreneurship and Societal Transformation: An Exploratory Study // *The Journal of Applied Behavioral Science*. 2004. No. 3. P. 260–282. <https://doi.org/10.1177/0021886304266847>
 6. Thompson, J.L. The World of the Social Entrepreneur // *The International Journal of Public Sector Management*. 2002. Vol. 15. № 5. P. 412–431. <https://doi.org/10.1108/09513550210435746>
 7. Baron D.P. Corporate Social Responsibility and Social Entrepreneurship // *Journal of Economics & Management Strategy*. 2007. № 3. P. 683–717. <https://doi.org/10.1111/j.1530-9134.2007.00154.x>
 8. Abu-Saifan, S. Social Entrepreneurship: Definition and Boundaries // *Technology Innovation Management Review*. 2012. P. 22–27.
 9. Bornstein D. *How to Change the World Social Entrepreneurs and the Power of New Ideas* Oxford University Press, 2004. 320 p.
 10. Bornstein D., Davis S. *Social Entrepreneurship: What Everyone Needs to Know*. Oxford University Press, 2010. 147 p.
 11. Kickul J., Lyons T.S. *Understanding Social Entrepreneurship: The Relentless Pursuit of Mission in an Ever Changing World*. 3rd Edition. Routledge, 2020. 374 p.
 12. Yunus M., Moingeon B., Lehmann-Ortega L. Building Social Business Models: Lessons from the Grameen Experience // *Long Range Planning*. 2010. Vol 43. No. 2-3. P. 308–325.
 13. Light P.C. *Driving Social Change: How to Solve the World's Toughest Problems*. Wiley, 2010. 224 p.
 14. Elkington J., Hartigan P. *The Power of Unreasonable People: How Entrepreneurs Creates Markets to Change the World*. Harvard Business Press, 2008. 242 p.
 15. Социальное предпринимательство в России и в мире. / Отв. ред. А.А. Московская. Москва: Издательский дом Высшей школы экономики, 2011. 286 с.
 16. Сидоров Н.И. Социальное предпринимательство и предпринимательство в социальной сфере (теория и практика). Москва: Издательский дом ФГБОУ ВПО «ГУУ», 2015. 80 с.
 17. Государственный фонд поддержки предпринимательства Кузбасса: официальный сайт. – URL: <https://fond42.ru/> (дата обращения: 26.03.2023)
 18. Смирнова А. И. В Кузбассе растёт число участников реестра социальных предприятий // Информационный портал «Кузбасс»: Интернет-портал. – URL: <https://kuzbass85.ru/2022/09/04/v-kuzbasse-rastyot-chislo-uchastnikov-reestra-soczialnyh-predpriyatij/> (дата обращения: 26.03.2023)
 19. Карта социального бизнеса Кузбасса: официальный сайт. – URL: <https://ciss42.ru/> (дата обращения: 26.03.2023)
 20. Трапезникова И.С. Региональные аспекты развития социального предпринимательства (на примере Кемеровской области) // *Фундаментальные исследования*. 2020. № 7–1. С. 195–199.
 21. О внесении изменений в Закон Кемеровской области «О налоговых ставках при применении упрощенной системы налогообложения»: Закон от 16.12.2022 № 147-ОЗ // Федеральная налоговая служба: официальный сайт. – URL : https://www.nalog.gov.ru/rn42/about_fts/docs/12972779/
 22. Буланов Ю.Н., Иванова А. «Регион серьезно болен». Куда и от чего бежит молодежь? // *АиФ в Кузбассе*. 2018. № 48. URL : https://kuzbass.aif.ru/money/region_serezno_bolen_kuda_i_ot_chego_bezhit_molodezh?from_inject=1 (дата обращения: 26.03.2023)

REFERENCES

1. Kalyuzhnova N.Ya., Ogarkova E.P., Osipov M.A. *Social initiative* / N.Y. Kalyuzhnova ed. Moscow: Izdatel'stvo Yurajt, 2022, 114 p. (In Russ.).
2. Drayton W. The Citizen Sector: Becoming as Entrepreneurial and Competitive as Business // *California Management Review*. 2002, vol. 44, no. 3, pp. 120–132. <https://doi.org/10.2307/41166136>
3. Drayton B. Empathy-Based Ethics: A Strategic Essential // *Forbes India: online*. 2012. <https://www.forbesindia.com/article/third-anniversary-special/bill-drayton-empathybased-ethics-a-strategic-essential/32952/1> (accessed 26.03.2023).
4. Martin R., Osberg S. Social Entrepreneurship: The Case for Definition. *Stanford Social Innovation Review*. Spring 2007. 2007. vol. 5. no 2
5. Alvord S.H., Brown D. L., Letts Ch. W. Social Entrepreneurship and Societal Transformation: An Exploratory Study. *The Journal of Applied Behavioral Science*. 2004. no. 3. pp. 260–282. <https://doi.org/10.1177/0021886304266847>
6. Thompson, J.L. The World of the Social Entrepreneur. *The International Journal of Public Sector Management*. 2002, vol. 15, no. 5, pp. 412–431. <https://doi.org/10.1108/09513550210435746>

7. Baron D.P. Corporate Social Responsibility and Social Entrepreneurship. *Journal of Economics & Management Strategy*. 2007, no. 3, pp. 683–717. <https://doi.org/10.1111/j.1530-9134.2007.00154.x>
 8. Abu-Saifan, S. Social Entrepreneurship: Definition and Boundaries. *Technology Innovation Management Review*. 2012, pp. 22–27.
 9. Bornstein D. *How to Change the World Social Entrepreneurs and the Power of New Ideas* Oxford University Press, 2004, 320 p.
 10. Bornstein D., Davis S. *Social Entrepreneurship: What Everyone Needs to Know*. Oxford University Press, 2010, 147 p.
 11. Kickul J., Lyons T.S. *Understanding Social Entrepreneurship: The Relentless Pursuit of Mission in an Ever Changing World*. 3rd Edition. Routledge, 2020, 374 p.
 12. Yunus M., Moingeon B., Lehmann-Ortega L. Building Social Business Models: Lessons from the Grameen Experience. *Long Range Planning*. 2010, vol 43, no. 2–3, pp. 308–325.
 13. Light P.C. *Driving Social Change: How to Solve the World's Toughest Problems*. Wiley, 2010, 224 p.
 14. Elkington J., Hartigan P. *The Power of Unreasonable People: How Entrepreneurs Creates Markets to Change the World*. Harvard Business Press, 2008, 242 p.
 15. Moskovskaya A.A. ed. *Social entrepreneurship in Russia and in the world*. Moscow: Izdatel'skij dom Vysshej shkoly ekonomiki, 2011, 286 p. (In Russ.).
 16. Sidorov N.I. *Social entrepreneurship and entrepreneurship in the social sphere (theory and practice)*. Moscow: Izdatel'skij dom FGBOU VPO «GUU», 2015, 80 p. (In Russ.).
 17. *Kuzbass State Entrepreneurship Support Fund: official website*. URL: <https://fond42.ru/> (accessed: 26.03.2023) (In Russ.).
 18. Smirnova A. I. *In Kuzbass, the number of participants in the register of social enterprises is growing. Information portal "Kuzbass": Internet portal*. URL: <https://kuzbass85.ru/2022/09/04/v-kuzbasse-rastyot-chislo-uchastnikov-reestra-soczialnyh-predpriyatij/> (дата обращения: 26.03.2023). (In Russ.).
 19. *Kuzbass social business map: official website*. URL: <https://ciss42.ru/> (accessed: 26.03.2023). (In Russ.).
 20. Trapeznikova I.S. Regional aspects of the development of social pre-acceptance (on the example of the Kemerovo region). *Fundamental'nye issledovaniya*. 2020, no. 7–1, pp. 195–199. (In Russ.).
 21. *On Amendments to the Law of the Kemerovo Region "On Tax Rates when Applying the Simplified Taxation System"*: Law of 16.12.2022 No. 147-OZ//Federal Tax Service: official website. URL: https://www.nalog.gov.ru/rn42/about_fts/docs/12972779/. (In Russ.).
 22. Bulanov Yu.N., Ivanova A. "The region is seriously ill." Where and from what does young people run? *AiF in Kuzbass*. 2018, no. 48. URL: https://kuzbass.aif.ru/money/region_serezno_bolen_kuda_i_ot_chego_bezhit_molodezh?from_inject=1 (accessed: 26.03.2023). (In Russ.).
- Сведения об авторах**
- Юлия Валерьевна Дубовик**, к.т.н., доцент, доцент кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: julia_913@outlook.com
- Дарья Алексеевна Надеева**, специалист по учебно-методической работе дирекции Института экономики и менеджмента, студент гр. ЭУП-20, Сибирский государственный индустриальный университет
- Лиля Павловна Драйцева**, студент гр. ЭУП-20, Сибирский государственный индустриальный университет
- Ирина Александровна Исупова**, студент гр. ЭУП-20, Сибирский государственный индустриальный университет
- Information about the authors**
- Yuliya V. Dubovik**, Cand. Sci. (Eng.), Ass.Prof., Department of Management and Sectoral Economics, Siberian State Industrial University
E-mail: julia_913@outlook.com
- Darya A. Nadeeva**, Specialist in Educational and Methodological Work in the Institute of Economics and Management, student gr. EUP-20, Siberian State Industrial University
- Lyliya P. Draitseva**, student gr. EUP-20, Siberian State Industrial University
- Irina A. Isupova**, student gr. EUP-20, Siberian State Industrial University
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*
The authors declare that there is no conflict of interest.
- Поступила в редакцию 20.04.2023
После доработки 05.05.2023
Принята к публикации 11.05.2023
- Received 20.04.2023
Revised 05.05.2023
Accepted 11.05.2023

Оригинальная статья

УДК 330.354

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-103-110

**ФАКТОРЫ ПОТРЕБИТЕЛЬСКОГО СПРОСА, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ
ЭКОНОМИЧЕСКИЙ РОСТ РОССИЙСКОЙ ЭКОНОМИКИ**

© 2023 г. Е. В. Ковалева, М. В. Цымбалюк

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Рассмотрены факторы потребительского спроса, влияющие на экономический рост в условиях современной санкционной экономики. Выделение потребительского спроса и кредита как факторов экономического роста приобретает особое значение в связи с ограниченностью использования внешних факторов заимствования и переориентации ресурсов внутри страны в направлении самодостаточности современными технологиями. В качестве базового подхода используется анализ институциональных факторов, влияющих на потребительский спрос и кредит. В качестве таких факторов анализируются поведенческие особенности потребителей, взаимосвязь кредитной и финансовой грамотностей, институционализация банковского сектора экономики для принятия новых правовых актов, касающихся защиты прав потребителя, а также новых финансовых продуктов, в которых в настоящее время остро нуждается экономика в формировании «длинных денег». Падение потребительского спроса и кредитной активности в российской экономике было вызвано рядом факторов из-за усиления турбулентности экономики: падение реальных доходов; вывод денег за пределы страны; реэмиграция; нарастание тревожности из-за риска невозврата кредита. Изменились и возможности роста потребительского спроса в будущем из-за сокращения сберегаемой части дохода в настоящем. Кредитная активность населения в современной российской экономике имеет ряд особенностей, основными из которых является высокая закредитованность населения, растущий уровень просроченной задолженности, преобладание ипотечных кредитов в кредитном портфеле банков и ужесточение требований регулятора к микрофинансовым организациям. В целях стимулирования потребительской активности предлагается институциональное повышение МРОТ, которое должно не только повысить доходы населения, но и послужить стимулом для капитала по замене живого низкоквалифицированного труда машинным трудом. Это приведет к росту производительности труда, следовательно к росту доходов не только с точки зрения оплаты высококвалифицированного труда, но и роста продукта с высокой долей добавленной стоимости.

Ключевые слова: потребление, потребительский спрос, экономический рост, кредит, институционализация, поведенческие особенности

Для цитирования: Ковалева Е.В., Цымбалюк М.В. Некоторые факторы потребительского спроса, определяющие экономический рост российской экономики // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2022. № 2 (44). С. 103–110. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-103-110](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-103-110)

Original article

**SOME FACTORS OF CONSUMER DEMAND DETERMINING THE ECONOMIC
GROWTH OF THE RUSSIAN ECONOMY**

© 2023 E. V. Kovaleva, M. V. Tsymbalyuk

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The paper considers some factors of consumer demand that affect economic growth in the conditions of the modern sanctions economy. The allocation of consumer demand and credit as factors of economic growth

is of particular importance due to the limited use of external factors of borrowing and the reorientation of resources within the country towards self-sufficiency with modern technologies. As a basic approach, an analysis of institutional factors affecting consumer demand and credit is used. As such factors, the behavioral characteristics of consumers, the relationship between credit and financial literacy, the institutionalization of the banking sector of the economy in terms of the adoption of new legal acts related to the protection of consumer rights, as well as new financial products that the economy is currently in dire need of in terms of the formation of "long money". The fall in consumer demand and credit activity in the Russian economy was caused by a number of factors, including a fall in real incomes, the withdrawal of money from the country, remigration, and growing anxiety due to the risk of loan defaults, as the turbulence of the economy intensified. The possibility of growth in consumer demand in the future has also changed due to the reduction in the saved part of income in the present. The credit activity of the population in the modern Russian economy has a number of features, the main of which are: high debt burden of the population, a growing level of overdue debt, the predominance of mortgage loans in the loan portfolio of banks and the tightening of regulatory requirements for microfinance organizations. In order to stimulate consumer activity, an institutional increase in the minimum wage is proposed, which should not only increase the income of the population, but also serve as an incentive for capital to replace live low-skilled labor with machine labor. This will lead to an increase in labor productivity, as a result - an increase in income not only in terms of remuneration for highly skilled labor, but also in terms of the growth of a product with a high share of value added.

Keywords: consumption, consumer demand, economic growth, credit, institutionalization, behavioral features

For citation: Kovaleva E.V., Tsymbalyuk M.V. Some factors of consumer demand that determine the economic growth of the Russian economy. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022, no. 2 (44), pp. 103–110. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-103-110](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-103-110)

Введение

В условиях текущей экономической ситуации, сложившейся с начала 2022 г., российская экономика выравнивается и выходит на траекторию экономического роста (конечная цель – повышение уровня жизни людей). Поскольку каждый исторический период развития экономики несет различные факторы, определяющие особенности экономического роста государства в рассматриваемый момент времени, настоящее положение не является исключением. Анализируя общеэкономическую ситуацию в стране в конце 2022 г., Министерство экономического развития РФ акцентировало внимание на зависимости экономического роста от развития потребительского спроса и кредита. По статистическим данным в течение последних 10 лет реальные располагаемые доходы как фактор потребительского спроса населения сокращаются. Отдельные периоды роста доходов (2018, 2019, 2021 гг.) не могут компенсировать накопленное снижение. Реальные располагаемые доходы стали ниже докризисного уровня (2013 г.) примерно на 6,5 %, по итогам 2022 г. – сократились примерно на 1,0 % [1]. Это влияет как на изменение потребительской активности, так и на экономический рост в целом.

В качестве основных источников литературы в настоящей работе использованы теоретические понятия институциональной экономики, в том числе в трудах Аузана, особенности поведенческой экономики в трудах Д. Канемана и Талера, отдельные статьи по аналогичной тема-

тике российских и зарубежных авторов, статистические материалы Банка России, Росстата, интернет ресурсы.

В настоящей работе ставится и анализируется важная для современной экономики России проблема – использование факторов потребительского спроса и кредита для активизации экономического роста. Целью настоящей работы является разработка вопросов институциональных факторов влияющих на потребительский спрос и кредит.

Основными задачами являются описание и анализ факторов, определяющих потребительский спрос в российской экономике в настоящий момент времени, а также разработка предложений по стимулированию потребительской активности.

Экономические изменения («ковидный» кризис) последних лет (особенно 2022 г.) снова заставляют переосмыслить проблему стимулирования потребления как фактора экономического роста [2]. Проблема носит многофакторный характер и в каждый отдельный период ключевыми факторами потребительского спроса могут выступать институциональные, демографические, психологические, экономические и другие факторы.

Институциональные изменения призваны в настоящее время приспособить институциональную систему к изменившимся условиям (как внутренним, так и внешним). В процессе этого приспособления должен происходить отбор и закрепление таких форм поведения, кото-

рые в наибольшей мере отвечают интересам общества.

Институты – это правила (нормы) поведения индивидов, регламентирующие их взаимоотношения. Институты определяют побудительные мотивы человеческого поведения во всех сферах функционирования общества [3]. Пандемия, а также экономические санкции во многом изменили институциональную систему, выступающую в форме совокупности формальных и неформальных институтов, регламентирующих те стороны жизни общества, в которых индивидуумы взаимодействуют друг с другом.

Модели поведения людей отражают идеологию, которая в широком смысле слова является важным механизмом координации краткосрочных и долгосрочных приоритетов людей. Институциональный выбор имеет иерархическую структуру, отражающую уровни институциональной конкуренции [4]. Выбор отдельного индивида зависит от предварительного выбора институтов конституционального выбора, оказывает влияние на этот выбор.

Подход к анализу экономической истории как процесса выбора позволяет видеть не только те процессы, где «каплей льешься с массами», но и различать лица тех, кто «сдвигая камень, рождает лавину». Поэтому в роли «бабочки Брэдли» в силу многоаспектности институционального выбора может оказаться любой из нас [5].

Согласование макро- и микроэкономических интересов является важной задачей экономической науки. Если целью микроэкономических интересов является максимизация текущей полезности, то макроэкономических интересов – удовлетворение общественно-необходимого уровня платежеспособного спроса всех слоев населения при систематическом снижении общественно необходимых затрат в расчете на единицу полезного эффекта. Критерием эффективности является подход, отражающий необходимость согласования макро- и микроэкономических интересов, институциональное обеспечение такого согласования. Современная ситуация такого согласования отвечает кейнсианскому подходу.

В кейнсианской теории межвременное предпочтение текущего потребления нивелирует влияние процентной ставки на решение вопроса потребителем сберегать или тратить [6]. Потребление выступает как возрастающая функция от текущего дохода [7]. Кроме того, на объем потребления влияют следующие объективные факторы: реальная ставка процента; уровень цен; потребительская задолженность; налогообложение; имущество потребителей. К субъективным факторам относятся предельная склон-

ность к потреблению, ожидания потребителей относительно будущего изменения уровня цен, денежных доходов, налогов, наличия товаров и другие.

Кейнсианские функции потребления и сбережения в краткосрочном периоде были подтверждены эмпирическими исследованиями [8]. В связи с рассматриваемым теоретическим положением представляет практический интерес анализ как объективных, так и субъективных факторов, влияющих на потребление и сбережение в российской экономике.

Расходы на конечное потребление в структуре валового внутреннего продукта (ВВП) по данным Росстата во втором квартале 2022 г. составили 66 %. По сравнению с первым кварталом 2021 г. они снизились на 3,9 % (69,9 %). Доля расходов домашних хозяйств за аналогичный период снизилась до 47,1 % (против 50,6 % ВВП). Сокращение доли потребления домашних хозяйств в валовом внутреннем продукте вызвано, прежде всего, падением реальных доходов. Номинальный рост недельных расходов россиян за 2022 г. всего на 1,3 % – это серьезная проблема. Такое падение реальных расходов может стать важным фактором стагнации для экономики в будущем [9]. Внутренний потребительский спрос заметно сужается.

Реальные доходы населения начали падать с 2014 г., позже на это падение наложились пандемия и экономические санкции. Необходимо обратить внимание, что падение реальных доходов носит неравномерный характер: больше доходы упали в государственном секторе, у участников фондового рынка и меньше в частном секторе. Анализ структуры доходов показывает, что в 2022 г. в номинальном выражении доходы от предпринимательской деятельности выросли на 26,5 %, от оплаты труда – на 12 %, от социальных выплат – на 12,7 %, доходы от собственности сократились на 1,6 %, прочие доходы выросли на 12,2 %. Падение доходов от собственности экономисты связывают со снижением спроса на покупку жилья и на его аренду [10]. Рост доходов от предпринимательской деятельности связан со снижением конкуренции со стороны иностранных производителей, которые частично (или полностью) покинули страну. Для отечественных производителей их уход освободил ниши, чем и воспользовались отечественные предприниматели. С учетом показателя инфляции за 2022 г. (11,9 %) в реальном выражении доходы от собственности упали на 13,5 %, а доходы населения от предпринимательской деятельности выросли на 14,5 %.

Социальные факторы оказывают влияние на потребительский спрос [11]. Особенностью те-

кущего потребительского спроса является массовая замена корзины потребления на товары худшего качества. Меняется структура ассортимента торговых сетей. Продавцы заманивают покупателя новыми форматами, в первую очередь, удачным становится опыт открытия «жестких» дискаунтеров (товары даже не выкладывают на полки, а редкие работники просто вывозят упаковки на паллетах), зато цены ниже, трафик – больше. За счет низких (относительно других форматов магазинов) цен покупают чуть больше, следовательно растет средний чек.

Еще одним фактором, сократившим потребительский спрос в российской экономике, стал демографический, когда деньги не пошли в потребление из-за оттока населения из страны и вывоза капитала (те, кто получал доходы в стране, перенесли центр трат туда, куда человек уехал). За 2022 г. граждане вывели из страны 4 триллиона рублей, что стало максимумом за всю историю статистики Центрального Банка [1]. Важно понимать, что это отражается не только на текущем потреблении, но и на сбережениях, потенциальных отсутствующих инвестициях в будущем.

При макроэкономическом подходе проблема формирования потребительских расходов в текущем периоде выступает как задача межвременного выбора индивида и домашних хозяйств. Это выбор между потреблением сегодня и увеличением потребления в будущем [12]. Однако возможность увеличить потребление в будущем зависит от сбережений в настоящем периоде. Сбережения играют двоякую роль, выступая и как вычет из текущего потребления, так и как источник дополнительного будущего потребления [13]. Если говорить о сбережениях как об источнике роста потребления в будущем, то в современной экономике негативную роль сыграли факторы, не способствующие долгосрочным сбережениям: нестабильность экономической ситуации; изменение продуктовой линейки банков в 2022 г.

На начало 2023 г. россияне хранят на долгосрочных вкладах около 7,92 триллионов рублей, что является минимумом за последние 10 лет. За 2022 г. объем сбережений на депозитах сроком от одного года сократился на 30,4 % (до 3,45 трлн. рублей). Больше падение зафиксировано в валютных вкладах. По итогам 2022 г. в рублевом выражении они уменьшились на 62,4 % (до 1,18 триллиона рублей). Длинные вклады в российской валюте просели на 24,3%, до 6,74 трлн. рублей) [1]. В целях привлечения внимания населения к длинным деньгам (долгосрочным вложениям) планируется введение механизма взаимосвязи программы государственного финансирования

пенсионных накоплений и третьего варианта индивидуального инвестиционного счета (ИИС).

Важным механизмом, примиряющим макро- (общественные) и микроэкономические (частные) интересы, выступает кредитование. Государство как институциональный субъект воспроизводит формы разрешения социально-экономических проблем, связанных с падением потребительского спроса и замедлением темпов экономического роста. Кредитные инструменты расширяют платежеспособный спрос, увеличивая потребление товаров и услуг, что способствует развитию производства [14].

То, каким будет спрос на кредитные услуги, определяется наличием потребностей в дополнительных денежных средствах и их структурой. Это могут быть потребительские, страховые, инвестиционные мотивы. Специфика кредитной деятельности, в отличие от сбережений, состоит в возможности получить крупную денежную сумму быстро и целиком. Отсюда возможность удовлетворения первоочередных потребностей здесь и сразу. Предпочтительный размер и срок получения кредита заемщик определяет в зависимости от его цели.

В поведенческой экономике предлагаются разные подходы, позволяющие учесть поведенческие особенности потребителей. Согласно психологической экономике [15] люди не способны к полному анализу в сложных ситуациях, когда последствия решений являются неопределенными. В этих условиях их решения часто основываются на методе проб и ошибок или случайном выборе, человек в оценке своих решений «не чувствует времени». В психологической экономике установлено, что будущие доходы человек не способен оценить в абсолютном выражении, так как он оценивает их в сравнении с некоторым привычным уровнем доходов или его сложившимся уровнем. Архитектура выбора Талера основана на влиянии на выбор индивида архитектора выбора, который наделяется полномочиями деликатного подталкивания людей к определенному решению. Под этим Талер понимал ненавязчивое и предсказуемое влияние на выбор людей, при этом самого выбора человека не лишают. Пример такого подталкивания в современной экономике (лето 2022 г.) является льготная ставка (7 %) по ипотеке до конца 2022 г. [16].

Рассмотренное выше падение доходов населения отразилось на кредитной активности населения. Свою роль сыграл психологический фактор риска не вернуть кредит из-за сокращения реальных доходов. В 2022 г. выдача кредитов уменьшилась на 30 % (на 12,6 млн займов). Высокой волатильностью на финансовом рынке

характеризовался 2022 г.: резкое повышение ключевой ставки в январе – феврале понизило спрос на кредиты. Восстановление кредитной активности идет постепенно. Практически весь рост кредитного портфеля банков обеспечивает ипотека (с марта 2023 г.) с господдержкой (рост 17 % за 2022 г.). Для банков ипотека самая надежная форма кредита, а для экономики с точки зрения населения – возможность удовлетворения одной из базовых потребностей человека (в безопасности). Для экономики в целом жилье – это один из конечных продуктов, как локомотив вытягивающий множество отраслей. По данным исследовательской компании Frank RG (сентябрь 2022 г.) доля в кредитовании населения российскими банками ипотеки составила 51 %, нецелевые кредиты – 34 %, кредиты по картам – 9 %, автокредиты – 5 %, кредиты на покупку товаров – 1 %. Размер кредитного портфеля банков оценивается в настоящее время в 26 трлн. 200 млн рублей [1].

Особенностью кредитных отношений является то, что несмотря на сокращение кредитной активности населения в 2022 г., просроченная задолженность продолжает расти («...к 1 января 2023 г. совокупный портфель проблемной задолженности достиг 1,02 трлн руб., увеличившись за год на 139,5 млрд руб.») [1].

Практика показывает, что наличие кредита (или нескольких) не зависит от социального статуса человека, а зависит от его финансовой грамотности [17]. Механизм оценки заемщика представляет собой систему скоринга – проверку кредитоспособности с помощью компьютерной программы [18]. В этой системе роль человека сводится к минимуму, так как в основе анализа лежат математика и статистика [19]. Все большую популярность приобретают кредитные карты, которые являясь разновидностью кредита, имеют большое количество особенностей. Именно в этих кредитных продуктах встречается многообразие кредитных ставок на различные составляющие, формирующие этот продукт. Значительно отличаются ставки по покупкам, снятию наличных, переводам. Отдельной особенностью является понимание потребителем размеров «грейс периода». Задолженность граждан России по кредитным картам в 2022 г. впервые превысила 1,5 трлн руб. Общая задолженность владельцев кредиток в июле выросла на 2 %. Количество активных карт также увеличилось на 2,2 % и составило 52,7 млн единиц [20].

Для банков кредитные карты являются инструментом расширения своего кредитного портфеля, который выдается на более «мягких» условиях, чем кредит наличными. Однако для потребителей, имеющих низкую финансовую

грамотность, наличие «лестницы» ставок по различным составляющим кредитной карты превращается в серьезную просроченную задолженность. Вариантом предупреждения просроченной задолженности может быть ограничение рекламы кредитных карт, в первую очередь, для тех банков, в кредитном портфеле которых доля необеспеченных кредитов приближается к максимальной [19]. Восстановление спроса на все виды кредитов (ипотечные и потребительские, включая автокредиты) требует дальнейшей институционализации этого сектора экономики в плане принятия новых правовых актов, особенно в части защиты прав потребителя. С 2013 г. Банком России была создана служба по защите прав потребителей и обеспечению доступности финансовых услуг. Банк осуществляет поведенческий надзор за деятельностью финансовых организаций в части их взаимодействия с потребителями, содействует финансовому просвещению населения. С 2018 г. в РФ действует институт финансового омбудсмена согласно ФЗ № 123 «Об уполномоченном по правам потребителей финансовых услуг». Однако сам факт появления таких институтов не решает проблему понимания потребителем своих прав и обязанностей. Только финансово грамотные граждане могут воспользоваться услугами обозначенных институтов, а другая часть населения будет находиться в финансово невыгодных условиях. В настоящее время ЦБ ведется активная деятельность, направленная как на сокращение обозначенных выше проблем, так и на их предупреждение. Планируется введение Кодекса «Основные принципы добросовестного поведения на финансовом рынке», проект которого предложен Банком России в 2019 г. Внедрение Кодекса ожидается как в виде включения всех или отдельных его положений в принципы и стандарты саморегулируемых организаций профессиональных участников рынка, так и в виде разработки самостоятельного Кодекса, объединяющего основные положения кодекса отдельных финансовых организаций, рынков, профессий. Параллельно со стороны Банка России осуществляется финансовое просвещение населения. Указанные усилия, предпринимаемые мегарегулятором финансовой системы, будут эффективными только при условии активного включения банков в процесс повышения финансовой грамотности своих потребителей. В этом случае кредитные организации должны в доступной форме не просто знакомить своих заемщиков с условиями формирования отдельных кредитных продуктов, разрабатывать сопутствующие продукты, но и помогать разбираться как с особенностями отраслевого зако-

нодательства, так и с вопросами взаимодействия потребителя и организации в условиях конфликта или спорной ситуации.

Решение проблемы роста доходов носит комплексный характер: это индексация зарплат бюджетникам, повышение минимального размера оплаты труда (МРОТ). По оценкам экономистов, повышение МРОТ на 10% увеличивает в целом по населению среднедушевые денежные доходы в пределах 0,1 %, дает прирост доходов примерно на 1,0 % домохозяйствам низкооплачиваемых работников.

Однако институциональное повышение МРОТ имеет и другую сторону: последовательное повышение стоимости труда с помощью МРОТ не только решает проблему низких доходов, но и создает стимулы у капитала заменять живой низкоквалифицированный труд машинным трудом. И чем дороже рабочая сила, тем сильнее работают такие стимулы. Квалификация работников растет, а вслед за этим растут и их зарплаты.

Работники с низкими зарплатами не имеют возможности улучшить производительность труда и выйти на более высокие доходы, попадая в «ловушку бедности». Большая доля живущих на грани бедности – это покупатели, как правило, товаров низшей ценовой категории продуктов и услуг «на грани выживания». Низкая же производительность труда обуславливает сокращение темпов экономического роста.

В российской экономике проблема производительности труда связана со структурой экономики, увеличением доли отраслей, создающих добавочную стоимость, работающих на современной технологической основе. Это также одна из важных институциональных проблем российской экономики, связанная с импортозамещением.

Экономический рост от 5 % в год позволяет создавать новые рабочие места с достойным уровнем оплаты труда. В ближайшие годы рассчитывать на такие темпы экономического роста не приходится. В кризисной экономике возрастает роль государства в повышении инвестиционной активности, представляются целесообразными инвестиции прежде всего в инфраструктурные проекты, так как это не только формирует дополнительный спрос в экономике, создает новые рабочие места, но и приводит к благоприятным условиям для бизнеса в целом (рост доходов, повышение эффективности экономической деятельности).

Однако в современной экономике важен не только рост потребления как такового, но и важна институционализация такого фактора экономического роста, как ответственное потребление. Формирование ответственного потребления

отвечает современным требованиям развития хозяйственных моделей взаимодействия людей, основанных на горизонтальных связях, позволяет с меньшими издержками удовлетворять потребности людей, используя для этого ограниченные ресурсы.

Переходные процессы предполагают неустойчивость экономической системы. В такой экономике огромную роль играют факторы финансовой стабильности экономических субъектов, спроса и предложения, устойчивого развития. Замедление инфляции в 2023 г. окажет давление на темпы роста номинального оборота, но поспособствует восстановлению реального спроса. Индексация социальных выплат и повышение МРОТ поддержит доходы населения и реальное потребление, что окажет стимулирующее влияние на экономический рост.

Выводы

Для повышения роста доходов низкооплачиваемой части населения и замены ручного труда высококвалифицированным предлагается повысить МРОТ. Считается целесообразным проведение регулятором такой политики ключевой ставки, которая бы стимулировала долгосрочные вложения индивидов.

Государству необходимо создавать механизмы поощрения ответственного потребительского поведения через социальную рекламу, налоговые стимулы и другие инструменты, формирующие рациональный тип общественного мышления.

В условиях низкой финансовой грамотности и современных масштабов финансового мошенничества необходимо принятие новых правовых актов, направленных на повышение защиты прав потребителей финансовых услуг.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Банк России [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://www.cbr.ru/> (дата обращения: 06.04.2023)
2. Tung A. Consumption over the lifecycle: An international comparison. Population aging and the generational economy. Cheltenham: Edward Elgar. 2011. P. 136–160.
3. Аузан А. Экономика всего. Как институты определяют нашу жизнь. 4-е изд. Москва: Манн, Иванов и Фербер, 2017. 192 с.
4. IMF. The liberalization and management of capital flows: An institutional view. Washington, DC: International Monetary Fund. 2012. ** по-дойдет ли эта ссылка https://www.researchgate.net/publication/262502380_The_Liberalization_and_Management_

- of_Capital_Flows_An_Institutional_View (дата обращения: 10.04.2023)
5. Нуреев Р.М., Латов Ю.В. Экономическая история России (опыт институционального анализа). Москва: КНОРУС, 2016. 268 с.
 6. Keynes J.M. The 'Ex Ante' Theory of the Rate of Interest // *The Economic Journal*. 1937. Vol. 47, № 188. P. 663–669.
 7. Alan S., Browning M., Ejrnæs M. Income and consumption: A micro semistructural analysis with pervasive heterogeneity // *Journal of Political Economy*. 2018. Vol. 126. No. 5. P. 1827–1864. <https://doi.org/10.1086/699186>
 8. Keynes J.M. The Process of Capital Formation // *The Economic Journal*. 1939. Vol. 49. P. 569–574.
 9. Кочергина, А. Г. Потребительский спрос как фактор экономического роста: специальность 08.00.01 "Экономическая теория": автореф. дис. канд. экон. наук. Москва, 2005. 18 с.
 10. Федеральная служба государственной статистики. [Электронный ресурс] URL: <http://www.gks.ru/> (дата обращения: 29.04.2023).
 11. Волкова, Н. А., Катанаев Н.Т. Анализ социального фактора, оказывающего влияние на потребительский спрос // *Управленческий учет*. 2022. № 4-3. С. 503–509.
 12. Gourinchas P. O., Parker J. A. (2002). Consumption over the life cycle // *Econometrica*. 2002. Vol. 70. P. 47–89. <https://doi.org/10.1111/1468-0262.00269>
 13. Tsybalyuk M.V., Kolchurina I.Y., Kovaleva E.V., Prohno Y.P., Mikhailova T.A. The Problem of Poverty. In.: *The Context Of Changes Institutional Environment*. European Proceedings of Social and Behavioural Sciences: European Publisher. 2021. Vol. 113. <https://doi.org/10.15405/epsbs.2021.07.60>
 14. Minsky H.R. The Financial Instability Hypothesis. The Jerome Levy Economics Institute Working Paper. 1992. No. 74. P. 10.
 15. Канеман Д. *Думай медленно... решай быстро*. Москва: АСТ, 2014. 625 с.
 16. Усов С. С. Поведенческие аспекты кредитных отношений в сфере потребительского кредитования. В кн: *Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения*. Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Новокузнецк, 17–18 мая 2022 года. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2022. Т. 26. № 4. С. 176–179.
 17. Ковалева Е. В., Цымбалюк М. В. Финансовая грамотность в контексте институциональной экономики. В кн: *Актуальные проблемы экономики и управления в XXI веке*. Сборник научных статей VII Международной научно-практической конференции, Новокузнецк, 06–07 апреля 2021 года. Ч. 2. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2021. С. 263–267.
 18. Mays E. *Handbook of Credit Scoring*. AMACOM, 2001. 370 p.
 19. Atroshko M. A. Especialities of the practice of consumer credit in Russia during the period of economic instability // *Economy and Business: Theory and Practice*. 2022. № 4-1(86). P. 18–28.
 20. Статья «Россияне задолжали по кредитным картам более 1,5 трлн рублей» [Электронный ресурс]. – Режим доступа <https://www.vedomosti.ru/finance/news/2022/08/20/936842-kreditnim-kartam>

REFERENCES

1. *Bank of Russia* [Electronic resource]. Access mode: <https://www.cbr.ru/> (accessed date: 06.04.2023). (In Russ.).
2. Tung A. Consumption over the lifecycle: An international comparison. *Population aging and the generational economy*. Cheltenham: Edward Elgar. 2011, pp. 136–160.
3. Auzan A. *Economics of everything. How institutions define our lives*. 4th ed. Moscow: Mann, Ivanov i Ferber, 2017, 192 p. (In Russ.).
4. IMF. The liberalization and management of capital flows: An institutional view. Washington, DC: International Monetary Fund. 2012. https://www.researchgate.net/publication/262502380_The_Liberalization_and_Management_of_Capital_Flows_An_Institutional_View (accessed: 10.04.2023)
5. Nureyev R.M., Latov Yu.V. *The Economic History of Russia (experience in institutional analysis)*. Moscow: KNORUS, 2016, 268 p. (In Russ.).
6. Keynes J.M. The 'Ex Ante' Theory of the Rate of Interest. *The Economic Journal*. 1937, vol. 47, no. 188, pp. 663–669.
7. Alan S., Browning M., Ejrnæs M. Income and consumption: A micro semistructural analysis with pervasive heterogeneity. *Journal of Political Economy*. 2018, vol. 126, no. 5, pp. 1827–1864. <https://doi.org/10.1086/699186>
8. Keynes J.M. The Process of Capital Formation. *The Economic Journal*. 1939, vol. 49, pp. 569–574.
9. Kochergina A.G. *Consumer demand as a factor in economic growth: specialty 08.00.01 "Economic theory": avtoref. dis. cand. econ. sc.* Moscow, 2005, 181 p. (In Russ.).
10. *Federal State Statistics Service*. [Electronic resource] URL: <http://www.gks.ru/> (accessed date: 29.04.2023). (In Russ.).

11. Volkova N.A., Katanaev N.T. Analysis of the social factor influencing consumer demand. *Upravlencheskij uchet*. 2022, no. 4-3, pp. 503–509. (In Russ.).
12. Gourinchas P. O., Parker J. A. (2002). Consumption over the life cycle. *Econometrica*. 2002, vol. 70, pp. 47–89. <https://doi.org/10.1111/1468-0262.00269>
13. Tsymbalyuk M.V., Kolchurina I.Y., Kovaleva E.V., Prohno Y.P., Mikhailova T.A. The Problem of Poverty. In.: *The Context Of Changes Institutional Environment. European Proceedings of Social and Behavioural Sciences: European Publisher*. 2021, vol. 113. <https://doi.org/10.15405/epsbs.2021.07.60>
14. Minsky H.R. The Financial Instability Hypothesis. *The Jerome Levy Economics Institute Working Paper*. 1992, no. 74, pp. 10.
15. Kahneman D. *Think slowly... decide quickly*. Moscow: AST, 2014, 625 p. (In Russ.).
16. Usov S.S. Behavioral aspects of credit relations in the field of demand lending. In: *Science and youth: problems, searches, solutions: proceedings of the All-Russian Scientific Conference of Students, Graduate Students and Young Scientists*, Novokuznetsk, May 17-18, 2022. Novokuznetsk: Siberian State Industrial University, 2022, vol. 26, no. 4, pp. 176–179. (In Russ.).
17. Kovaleva E.V., Tsymbalyuk M.V. Financial literacy in the context of institutional economics. In: *Actual problems of economics and management in the 21st century: Collection of scientific articles of the VII International Scientific and Practical Conference*, Novokuznetsk, April 06-07, 2021. Part 2. Novokuznetsk: Siberian State Industrial University, 2021, pp. 263–267. (In Russ.).
18. Mays E. *Handbook of Credit Scoring*. AMACOM, 2001, 370 p.
19. Atroshko M.A. Especialities of the practice of consumer credit in Russia during the period of economic instability. *Economy and Business: Theory and Practice*. 2022, no. 4–1(86), pp. 18–28.
20. Article "Russians owe credit cards more than 1.5 trillion rubles" [Electronic resource]. Access mode - <https://www.vedomosti.ru/finance/news/2022/08/20/936842-kreditnim-kartam> (In Russ.).

Сведения об авторах

Елена Владимировна Ковалева, к.э.н., доцент кафедры экономики, учета и финансов. АО «Кузнецкбизнесбанк» Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: kovaleva_ev2015@mail.ru

Марина Валериевна Цымбалюк, старший преподаватель кафедры экономики, учета и финансов. АО «Кузнецкбизнесбанк» Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: tsymbalyukmarina@yandex.ru

Information about the authors

Elena V. Kovaleva, PhD, Associate Professor of the Department of Economics, Accounting and Finance. JSC "Kuznetskbusinessbank", Siberian State Industrial University
E-mail: kovaleva_ev2015@mail.ru

Marina V. Tsymbalyuk, Senior Lecturer, Department of Economics, Accounting and Finance. JSC "Kuznetskbusinessbank", Siberian State Industrial University
E-mail: tsymbalyukmarina@yandex.ru

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.06.2023

После доработки 16.06.2023

Принята к публикации 19.06.2023

Received 01.06.2023

Revised 16.06.2023

Accepted 19.06.2023

Оригинальная статья

УДК 378.4: 338.242

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-2(44)-111-118

**ОРГАНИЗАЦИОННАЯ КУЛЬТУРА ВУЗА КАК СРЕДСТВО УРЕГУЛИРОВАНИЯ
КОНФЛИКТА ИНТЕРЕСОВ С ИНДУСТРИАЛЬНЫМИ ПАРТНЕРАМИ**

© 2023 г. Л. Е. Сидорова, Г.Г. Казанцева

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Среди барьеров, препятствующих развитию отношений индустриальных партнеров, недостаточно уделяется внимание конфликту интересов между его участниками. Определены причины и последствия конфликта интересов, а также интересов и ценностей преподавателей и бизнес партнеров вуза. Проведен опрос, включающий оценку факторов (характеристик образовательных партнеров), влияющих на выбор вуза, для установления партнерских отношений. Опрос проводился среди руководителей подразделений бизнес партнеров Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ), руководителей и преподавателей образовательных учреждений г. Новокузнецка. Результаты исследования показали, что взаимодействию между университетом и организациями препятствует конфликт интересов, который приводит к рассогласованности ожиданий обеих сторон от взаимного сотрудничества и затрудняет его дальнейшее развитие. Интересы сотрудников образовательных учреждений определяются представлениями о базовых ценностях профессиональной культуры. Интересы бизнеса определяет желание «получить» выпускников, которые имеют знания конкретных технологических процессов и лояльных к работе на промышленных предприятиях. Отмечена роль организационной культуры по преодолению противоречий и барьеров для перехода отношений от этапа «Осведомленность» к этапу «Вовлеченность» для развития сотрудничества по модели непрерывного партнерства вуза. Развитию вуза должна способствовать его организационная культура. Конфликты интересов и ценностей различных групп как внутри вуза, так и с индустриальными партнерами может привести к потере целенаправленности вуза. Университет должен сохранять и развивать компетенции преподавателей вуза, необходимые для подготовки специалистов компаниям региона – кадровым партнерам вуза. Для этого система ценностей преподавателей должна быть ориентирована на образовательный стандарт для выполнения государственного заказа и формирования знаний конкурентоспособного выпускника; создание новых знаний и инноваций в рамках совместных с предприятиями проектов; на социальную гибкость образовательных процессов, предоставляющих возможности расширить способности вуза для удовлетворения потребностей промышленных предприятий.

Ключевые слова: университет, конфликт интересов, индустриальный партнер, развитие организационной культуры, ценности преподавателей вуза

Для цитирования: Сидорова Л.Е., Казанцева Г.Г. Организационная культура вуза как средство урегулирования конфликта интересов с индустриальными партнерами // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 2 (44). С. 111–118. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-111-118](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-111-118)

Original article

**ORGANIZATIONAL CULTURE OF THE UNIVERSITY AS A MEANS OF
RESOLVING CONFLICT OF INTEREST WITH INDUSTRIAL PARTNERS**

© 2023 L. E. Sidorova, G. G. Kazantseva

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. Among the barriers hindering the development of relations between industrial partners, insufficient attention is paid to the conflict of interests between its participants. The causes and consequences of the conflict of interests, as well as the interests and values of teachers and business partners of the university are determined. A survey was conducted, including an assessment of the factors (characteristics of educational partners) influencing the choice of a university to establish partnerships. The survey was conducted among the heads of business partners of the Siberian State Industrial University (SibGIU), heads and teachers of educational institutions in Novokuznetsk. The results of the study showed that the interaction between the university and organizations is hindered by a conflict of interests, which leads to a mismatch of the expectations of both sides from mutual cooperation and complicates its further development. The interests of employees of educational institutions are determined by ideas about the basic values of professional culture. Business interests are determined by the desire to "get" graduates who have knowledge of specific technological processes and are loyal to work at industrial enterprises. The role of organizational culture in overcoming contradictions and barriers for the transition of relations from the "Awareness" stage to the "Involvement" stage for the development of cooperation on the model of continuous partnership of the university is noted. The development of the university should be promoted by its organizational culture. Conflicts of interests and values of various groups both within the university and with industrial partners can lead to a loss of the university's focus. The university should preserve and develop the competencies of university teachers necessary for the training of specialists for companies in the region – the university's personnel partners. To do this, the value system of teachers should be focused on the educational standard for the fulfillment of the state order and the formation of knowledge of a competitive graduate; the creation of new knowledge and innovations in the framework of joint projects with enterprises; on the social flexibility of educational processes that provide opportunities to expand the university's abilities to meet the needs of industrial enterprises.

Keywords: conflict of interests of industrial partners, development of organizational culture, interaction between universities and industrial organizations, values of university teachers

For citation: Sidorova L.E., Kazantseva G.G. Organizational culture of the university as a means of resolving conflict of interest with industrial partners. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022, no. 2 (44), pp. 111–118. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-111-118](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-111-118)

Введение

Понятие «индустриальные партнеры» было введено Министерством образования и науки РФ для организаций, взаимодействующих с вузами. Сотрудничество университетов с индустриальными партнерами является развивающимся трендом в современном высшем образовании [1].

Взаимодействие бизнеса, власти, образования и науки осуществляется по четырем направлениям [2]:

- управление содержанием образования (формирование образовательных программ для подготовки специалистов с необходимыми для той или иной компании компетенциями);
- научно-исследовательская деятельность (совместные научные разработки, проекты);
- трудоустройство выпускников (формирование индивидуальных карьерных траекторий выпускников по согласованию с будущими работодателями);
- экономическая поддержка вузов (для создания новых лабораторий и компьютерных классов) [3].

В таких условиях необходим поиск новых решений в сфере взаимодействия между вузами и предприятиями [4]. В работе [5] рассматривается роль университетов значительно шире, чем при-

нято считать в настоящее время. В последнее время к указанным выше функциям добавляется третья (трансфер знаний) [6]. Университеты занимаются не только трансфером созданных ими знаний, но и начинают играть роль своеобразных технологических брокеров [7, 8]. В работе [9] университетам отводят главную роль в создании, хранении и распространении знаний, а в работе [10] объясняется положительное воздействие университетов на экономику двумя факторами (формированием в рассматриваемых вузах человеческого капитала и диссеминацией знаний).

Основой взаимодействия должно стать понимание интересов партнера. Цели взаимодействия – создание нового знания, инноваций, развитие собственных компетенций; инструменты – совместное использование ресурсов. Существуют модели, отражающие развитие взаимодействия (модель непрерывного партнерства Partnership Continuum), которые рассматривают динамику развития взаимодействия университетов и бизнеса с точки зрения роста уровня вовлечения субъектов (см. рисунок).

Модель непрерывного партнерства выделяет следующие этапы его развития: осведомленность, вовлеченность, поддержка, спонсорство, стратегический партнер.



Модель непрерывного партнерства Partnership Continuum [11]
Continuous partnership model Partnership Continuum [11]

Для реализации масштабных инициатив сотрудничества (модель Partnership Continuum) необходимо накопить взаимное доверие, реализуя доступные для университета формы взаимодействия с заинтересованными организациями («Дни открытых дверей», выставки, «Круглые столы», экскурсии, конференции). Становление партнерских отношений – это процесс, которых должен развиваться. Однако развитие партнерских отношений происходит не всегда, темпы развития этого процесса могут не устраивать партнеров, возможна остановка этого процесса. Поэтому актуально исследуются причины неэффективного взаимодействия. Контакты и активность должны включать не только управленческий, но и операционный уровень (регулярное взаимодействие, непрерывная обратная связь, взаимный обмен информацией) [12].

Многие университеты или его отдельные структуры находятся в начале этого пути. Формирование отношений университета с организациями, которые представляют для него интерес, начинаются с этапа изучения и оценки партнеров, установления доверия, необходимого для дальнейшего сотрудничества. Взаимопонимание позволит построить процесс взаимодействия для создания некоторого «общего» (перспектив сотрудничества).

Есть исследования, которые изучают барьеры, препятствующие этому процессу [13, 14]. В работе [14] представлен перечень проблем взаимодействия университетов и бизнеса, ранжированных по степени их значимости.

Проблемы, с которыми сталкиваются взаимодействующие стороны [14], имеют организационную основу, при этом проблемы не структурированы по этапам развития процесса, отсут-

ствует корреляция выводов авторов с проблемами образования. Также в исследованиях недостаточно изучены причины возникновения неудач и барьеров взаимодействия.

Примеры эффективного и неэффективного поведения преподавателей представлены в табл. 1.

Эффективное трудовое поведение, которое дает возможность достигать высокой результативности в своей деятельности, связано с системой ценностей, на которую ориентированы преподаватели вуза.

Ценности образования и преподавателей вуза в современных условиях предполагают следующее:

- инициативность и нацеленность на приобретение новых компетенций;
- готовность и способность к технологическим инновациям;
- готовность к сотрудничеству с кадровыми партнерами вуза;
- высокая социальная активность;
- информационная грамотность.

Создание условий, в которых преподаватели осознают значение для университета партнерских отношений, будет способствовать формированию эффективного поведения, действовать в системе ценностей.

Гипотеза состоит в том, что установлению доверия на этапе «Осведомленность» препятствует конфликт интересов. Непонимание участников взаимодействия интересов партнера затрудняет дальнейшее его развитие и может привести к его прекращению. Выявление причин конфликтов интересов для формирования эффективного взаимодействия и роли организационной культуры для его урегулирования является важным условием.

Примеры неэффективного и эффективного поведения преподавателей
Examples of ineffective and effective behavior of teachers

Неэффективное поведение	Эффективное поведение
У преподавательского состава университетов коммерциализация не является приоритетным направлением деятельности	Обучение маркетингу наукоемких проектов, развитие компетенций в области поддержки студенческих бизнес-проектов, командный подход на добровольной основе
Недостаточная эффективность использования в университетах уже существующей образовательной среды и систем дистанционного обучения	Непрерывное совершенствование, гибкость форм и методов дистанционного обучения
Низкий уровень вовлеченности в образовательный процесс преподавателей-практиков	Доброжелательность, благоприятный морально-психологический климат способствует успешной адаптации новых сотрудников
Чрезмерное внимание к научному статусу (ученой степени и званию) при низкой оценке реального труда преподавателя	Ответственное отношение к работе

Конфликт – это противоречие между противоположно направленными тенденциями в отношениях групп людей, характеризующееся значимостью, активностью и взаимосвязанностью одновременно. Теория конфликта предлагает разные направления разрешения конфликта: уклонение от разрешения; решение конфликта силовыми методами; нахождение компромисса; сотрудничество или разумное сочетание этих методов. Однако необходимость налаживания партнерских отношений в условиях быстрого изменения экономических условий требует установления причин различия в требованиях к образованию со стороны образовательных учреждений и бизнес-партнеров. Это будет способствовать развитию вуза и его организационной культуры в условиях конфликта интересов и стратегии развития национальной экономики.

Урегулирование конфликта интересов за счет изменения организационной культуры вуза реализуется «мягкими» инструментами (ценности, интересы, правила и предположения, принятые в коллективе). Согласно теории Шейна, организационная культура имеет многоуровневую структуру (от поверхностного видимого уровня, включающие принятые нормы и правила, подповерхностного, включающего интересы и ценности до глубинного уровня, уровня базовых предположений) [15]. Изучения норм, интересов, ценностей и базовых предположений, разделяемых сотрудниками, способов их формирования, определение норм эффективного и неэффективного поведения в условиях конфликта интересов является задачей организационной культуры вуза.

Зависимость эффективности деятельности образовательной организации от организационной культуры отражена в работах [16 – 18].

Методы исследования

В Сибирском государственном индустриальном университете (СибГИУ) на кафедре менеджмента и отраслевой экономики с 2015 г. ежегодно проводятся разные форматы встреч с представителями бизнес-сообщества, администрации города и другими образовательными учреждениями в рамках Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы экономики и менеджмента в XXI в.». Организаторы мероприятия содействуют обмену мнений и опыта в научно-практических направлениях реального сектора экономики и образования. В 2023 г. в рамках Проблемно-ориентированного семинара «Региональный рынок труда: проблемы и перспективы развития» проведен опрос с целью выявления интересов участников, что соответствует целям первой фазы («Осведомленность») в модели непрерывного партнерства.

Методом исследования был выбран экспресс-опрос с использованием Google-форм, включающий оценку факторов (характеристик образовательных партнеров), влияющих на выбор вуза для установления партнерских отношений. Экспресс-опрос наиболее простой вид прикладного социологического анализа, который может быть применен для сбора «прикидочных» сведений об объекте изучения. Респондентам предлагали ранжировать факторы и присвоить им приоритеты от 1 до 10, в зависимости от степени важности их для респондентов (табл. 2, где 1 – наиболее важный, 2 – менее важный и т.д.)

Информация, полученная при обработке результатов экспресс-опроса, позволила выявить предпочтения и ценности для разных групп образовательных партнеров. Первая группа респондентов – это руководители подразделений бизнес-партнеров СибГИУ, вторая – руководители и преподаватели СибГИУ, преподаватели образовательных учреждений г. Новокузнецк.

**Результаты экспресс-опроса
Express survey results**

Факторы	Ранги, присвоенные факторам	
	руководителями подразделений бизнес-партнеров СибГИУ	руководителями и преподавателями образовательных учреждений г. Новокузнецк
Гибкость образовательных программ (трансформации образовательных программ под нужды рынка)	1	5
Интеграция вуза в повестку регионального и федерального развития	2	4
Опыт партнерских отношений с бизнесом	3	2
Современные образовательные технологии в вузе, в том числе цифровые	4	3
Доступность информационных ресурсов о вузе	5	6
Научно-исследовательская база вуза	6	7
Индивидуальный график обучения в вузе	7	6
Профессорско-преподавательский состав	8	1

Обсуждение результатов

Выявлено несоответствие интересов индустриальных партнеров и представителей образовательных учреждений:

1 – интересы участников имеют противоположно направленные тенденции;

2 – интересы преподавателей во взаимодействии с партнерами направлены, в первую очередь, на возможность развития профессиональных знаний;

3 – интересы представителей промышленных предприятий направлены на возможности университета адаптировать образовательные программы к нуждам предприятий.

По результатам опроса очевидно различие в оценке факторов, влияющих на выбор вуза для установления партнерских отношений для респондентов (внутренних стейкхолдеров), относящихся к образовательной среде, и респондентов (внешних стейкхолдеров), представляющих бизнес-среду. Сотрудники образовательных учреждений считают, что при выборе вуза наиболее важными являются преподавательский состав вуза, опыт партнерских отношений вуза, владение современными образовательными технологиями, менее важным – интеграция вуза в повестку регионального и федерального развития, гибкость образовательных программ (трансформации образовательных программ под нужды рынка), доступность информационных ресурсов о вузе, научно-исследовательская база вуза и индивидуальный график обучения. Внешние стейкхолдеры считают наиболее важными способность вуза соответствовать требованиям рынка, проявляя гибкость в формировании образовательных программ, умение инте-

грироваться в повестку регионального развития опыт партнерских отношений с бизнесом.

Интересы сотрудников образовательных учреждений определяются ценностями и базовыми предположениями профессиональной и организационной культуры. Многие российские ученые отводят высокому профессиональному уровню преподавателя ведущую роль для обеспечения конкурентоспособности университета. Например, многие преподаватели, имеющие большой стаж работы считают, что университетам необходимо подготовить специалистов, которые будут востребованы на рынке труда («широкая» специализация). Однако целеполагание в бизнес-среде формирует свои ценности и базовые предположения у внешних стейкхолдеров вуза. Дефицит специалистов [19] вызывает у бизнеса желание «получить» выпускников, которые имеют знания конкретных технологических процессов и лояльных к работе на промышленных предприятиях («узкая» специализация).

Противоречивая система интересов внешних и внутренних стейкхолдеров отражается на результативности взаимодействия бизнеса и образования [20, 21], формирует поведение преподавателей.

Выводы

Конфликты интересов и ценностей различных групп как внутри вуза, так и вуза с индустриальными партнерами может привести к потере целенаправленной деятельности вуза. Университет должен сохранять и развивать компетенции преподавателей вуза, необходимые для подготовки востребованных выпускников, в первую очередь, компаниям региона (кадровых партнеров вуза).

Сохранение неэффективного поведения преподавателей препятствует переходу согласно модели непрерывного партнерства от этапа «Осведомленность» к этапу «Вовлеченность». Необходимо изменить инструменты организационной культуры, начиная с ценностей, для формирования эффективного поведения

Поддержание форм эффективного поведения преподавателей, ориентация сотрудников вуза на интересы и ценности внешних стейкхолдеров будет способствовать развитию вуза.

Формирование системы ценностей преподавателей в современных условиях потребует развития параметров (полярности) гибкости и адаптивности организационной культуры к изменениям во внешней среде, что будет способствовать выстраиванию доверительных отношений на каждом этапе развития взаимодействия по модели непрерывного партнерства.

В современных условиях выработать эффективную систему ценностей возможно при постоянном взаимодействии и выявления интересов участников. Для этого крупный индустриальный вуз должен стабильно выступать деловой площадкой для встреч разных партнеров, позволяющих оценивать удовлетворенности интересов всех участников и протоколировать предложения для решения возникающих конфликтов интересов. При этом вузу необходимо следующее:

– сохранять и развивать экспертное мнение в технологических направлениях и критических технологиях присущих специфики региона;

– выполнять на высоком профессиональном уровне подготовку востребованных выпускников для современных быстро развивающихся компаний;

– наработать опыт взаимодействия в разных форматах и привлекать более широкий круг заинтересованных участников, в том числе активно вовлекать во взаимодействие профессорско-преподавательский состав вуза.

Существование организационной культуры вуза в условиях конфликта интересов и других противоречий современного этапа развития высшего образования является причиной изменений процессов функционирования вуза и требует дальнейших исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидорова А.А. Сотрудничество университетов и бизнеса: направления взаимодействия // Вестник Российского университета дружбы народов. Серия: Экономика. 2019. Т. 27. № 2. С. 290–302.
2. Ольховая Т.А., Зинюхина Н.А., Никулина Ю.Н. Сотрудничество университета и бизнес-сообщества: опыт и приоритеты развития // Высшее образование в России. 2019. Т. 28. № 7. С. 139–149.
3. Шкуратова М.В. Предпринимательский университет и рынок труда: компетентностный аспект взаимодействия // Экономика: вчера, сегодня, завтра. 2020. Т. 10. № 6-1. С. 202–208.
4. Correa C.M. Trends in Technology Transfer: Implications for Developing Countries // Science and Public Policy. 1994. Vol. 21. No. 6. P. 369–380.
5. Cosh A., Hughes A. Never Mind the Quality Feel the Width: University – Industry Links and Government Financial Support for Innovation in Small High-Technology Businesses in the UK and the USA // The Journal of Technology Transfer. 2010. Vol. 35. No. 1. P. 66–91. <https://doi.org/10.1007/s10961-009-9110-x>
6. Tripp M., Sinozic T., Smith H. L. The Role of Universities in Regional Development: Conceptual Models and Policy Institutions in the UK, Sweden and Austria // European Planning Studies. 2015. Vol. 23. No. 9. P. 1722–1740. <https://doi.org/10.1080/09654313.2015.1052782>
7. Fassin Y. The Strategic Role of University Liaison Offices // The Journal of Research Administration. 2000. Vol. 1. No. 2. P. 31–41.
8. Silva V. L. da, Kovaleski J. L., Pagani R. N. Technology Transfer in the Supply Chain Oriented to Industry 4.0: A Literature Review // Technology Analysis & Strategic Management. 2019. Vol. 5. No. 31. P. 546–562
9. Abreu M., Grinevich V., Hughes A., Kitson M. Ternouth Ph. *Universities, Business and Knowledge Exchange*, London, Council for Industry and Higher Education, and Centre for Business Research, 2008. 64 p.
10. Godin B. The Making of Science, Technology and Innovation Policy: Conceptual Frameworks as Narratives, 1945–2005, Montreal (Quebec). Institut national de la recherche scientifique, 2009. 385 p.
11. Методическое пособие по взаимодействию вузов и промышленных предприятий / Клуб директоров по науке и инновациям, 2017. – URL: <http://irdclub.ru/wp-content/uploads/2017/04/UI-collaboration-toolkit.pdf>
12. Rybnicek R., Königgruber R. What makes industry – university collaboration succeed? A systematic review of the literature // Journal of Business Economics. 2019. No. 89 (2). P. 221–250. <https://doi.org/10.1007/s11573-018-0916-6>
13. Трофимова, И. Н. Российская образовательная политика и конфликты интересов в сфере инноваций. // Полис. Политические исследования. 2021. № 5. С. 25–38. <https://doi.org/10.17976/jpps/2021.05.03>

14. Усманов М.Р., Шукшин М.А., Назаров М.Г., Крылов П.А. Барьеры, препятствующие эффективному взаимодействию российских университетов и бизнес-компаний // Университетское управление: практика и анализ. 2021. Т. 25. № 1. С. 83–93.
 15. Duncan Pritchard. In Defense of Veritism: Responses to My Critics // *Epistemology & Philosophy of Science*. 2021. Vol. 58. No. 4. P. 68–76.
 16. Угляница И.И. Перспективы комплексного подхода к изменениям организационной культуры в контексте организационной эффективности (на основе модели Д. Денисона. Ч. 2 // Вестник науки и образования. 2020. № 5 (86).
 17. Denison D.R. *Corporate Culture and Organizational Effectiveness*. N.Y.: John Wiley & Sons. 1990.
 18. Deal T., Kennedy A. *Corporate Cultures: The Rites and Rituals of Corporate Life*. Reading, Massachusetts: Addison-Wesley. 1982.
 19. Клименко В.А., Сергиевич Т.В., Булдин А.А. и др. Развитие взаимодействия университетов и реального сектора экономики // *Техникотехнологические проблемы сервиса*. 2022. № 3 (61). С. 94–99.
 20. Пономарева О.Н. Оценка эффективности взаимодействия в инновационной экосистеме университета // *Вопросы инновационной экономики*. 2020. Т. 10. № 3. С. 1711–1720.
 21. Погребинская Е.А., Сидоренко В.Н., Сухова Е.И. Отечественный и зарубежный опыт интеграции бизнеса и науки: новые возможности и угрозы в эпоху Индустрии 4.0 // *Вопросы инновационной экономики*. 2021. Т. 11. № 4. С. 1573–1594.
- REFERENCES**
1. Sidorova A. A. Cooperation between Universities and Business: Areas of Interaction. *Vestnik Rossiiskogo universiteta druzhby narodov. Seriya: Ekonomika*. 2019, vol. 27, no. 2, pp. 290–302. (In Russ.).
 2. Ol'khovaya T. A., Zinyukhina N. A., Nikulina Yu. N. University-Business Community Collaboration: Experience and Development Priorities. *Vysshee obrazovanie v Rossii*. 2019, vol. 28, no. 7, pp. 139–149. (In Russ.).
 3. Shkuratova M.V. Entrepreneurial university and labor market: competence aspect of interaction. *Ekonomika: vchera, segodnya, zavtra*. 2020, vol. 10, no. 6-1, pp. 202–208. (In Russ.).
 4. Correa C. M. Trends in Technology Transfer: Implications for Developing Countries. *Science and Public Policy*. 1994, vol. 21, no. 6, pp. 369–380.
 5. Cosh A., Hughes A. Never Mind the Quality Feel the Width: University – Industry Links and Government Financial Support for Innovation in Small High-Technology Businesses in the UK and the USA. *The Journal of Technology Transfer*. 2010, vol. 35, no. 1, pp. 66–91. <https://doi.org/10.1007/s10961-009-9110-x>
 6. Trippel M., Sinozic T., Smith H. L. The Role of Universities in Regional Development: Conceptual Models and Policy Institutions in the UK, Sweden and Austria. *European Planning Studies*. 2015, vol. 23, no. 9, pp. 1722–1740. <https://doi.org/10.1080/09654313.2015.1052782>
 7. Fassin Y. The Strategic Role of University Liaison Offices. *The Journal of Research Administration*. 2000, vol. 1, no. 2, pp. 31–41.
 8. Silva V.L. da, Kovaleski J.L., Pagani R.N. Technology Transfer in the Supply Chain Oriented to Industry 4.0: A Literature Review. *Technology Analysis & Strategic Management*. 2019, vol. 5, no. 31, pp. 546–562
 9. Abreu M., Grinevich V., Hughes A., Kitson M. *Ternouth Ph. Universities, Business and Knowledge Exchange*, London, Council for Industry and Higher Education, and Centre for Business Research, 2008, 64 p.
 10. Godin B. *The Making of Science, Technology and Innovation Policy: Conceptual Frameworks as Narratives, 1945–2005*, Montreal (Quebec), Institut national de la recherche scientifique, 2009, 385 p.
 11. *Methodological guide on the interaction of universities and industrial enterprises / Club of Directors for Science and Innovation*, 2017. – URL: <http://irdclub.ru/wp-content/uploads/2017/04/UI-collaboration-toolkit.pdf>
 12. Rybnicek R., Königsgruber R. What makes industry – university collaboration succeed? A systematic review of the literature. *Journal of Business Economics*. 2019, no. 89 (2), pp. 221–250. <https://doi.org/10.1007/s11573-018-0916-6>
 13. Trofimova I.N. Russian educational policy and conflicts of interest in the field of innovation. *Polis. Politicheskie issledovaniya*. 2021, no. 5, pp. 25–38. (In Russ.). <https://doi.org/10.17976/jpps/2021.05.03>
 14. Usmanov M.R., Shukshin M.A., Nazarov M.G., Krylov P.A. Barriers to effective interaction between Russian universities and business companies. *Universitetskoe upravlenie: praktika i analiz*. 2021, vol. 25, no. 1, pp. 83–93. (In Russ.).
 15. Duncan Pritchard. In Defense of Veritism: Responses to My Critics. *Epistemology & Philosophy of Science*. 2021, vol. 58, no. 4, pp. 68–76.

16. Uglyanitsa I.I. Perspectives of an integrated approach to changes in organizational culture in the context of organizational efficiency (based on the D. Denison model. Part 2. *Vestnik nauki i obrazovaniya*. 2020, no.5 (86). (In Russ.).
17. Denison D.R. *Corporate Culture and Organizational Effectiveness*. N.Y.: John Wiley & Sons. 1990.
18. Deal T., Kennedy A. *Corporate Cultures: The Rites and Rituals of Corporate Life*. Reading, Massachusetts: Addison-Wesley. 1982
19. Klimenko V.A., Sergievich T.V., Buldn A.A. etc. Development of interaction between universities and the real sector of the economy. *Tekhnikotekhnologicheskie problemy servisa*. 2022, no. 3 (61), pp. 94–99. (In Russ.).
20. Ponomareva O.N. Evaluation of the effectiveness of interaction in the innovation ecosystem of the University. *Voprosy innovatsionnoi ekonomiki*. 2020, vol. 10, no. 3, pp. 1711–1720.
21. Pogrebinskaya E. A., Sidorenko V.N., Sukhova E.I. Domestic and foreign experience of business and science integration: new opportunities and threats in the era of Industry 4.0. *Voprosy innovatsionnoi ekonomiki*. 2021, vol. 11, no. 4, pp. 1573–1594.

Сведения об авторах

Лариса Евгеньевна Сидорова, старший преподаватель, кафедры менеджмента и отраслевой эконо-

мики, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: les.ekonom@yandex.ru

Галина Георгиевна Казанцева, к.э.н., доцент кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: g.kazanceva@gmail.com

Information about the authors

Larisa E. Sidorova, Senior Lecturer, Departments of Management and Industry Economics, Siberian State Industrial University

E-mail: les.ekonom@yandex.ru

Galina G. Kazantseva, Ph.D, Associate Professor of the management and industry economy, Siberian State Industrial University

E-mail: g.kazanceva@gmail.com

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 16.05.2023

После доработки 30.05.2023

Принята к публикации 05.06.2023

Received 16.05.2023

Revised 30.05.2023

Accepted 05.06.2023

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В журнале «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» публикуются оригинальные, ранее не публиковавшиеся статьи, содержащие наиболее существенные результаты научно-технических экспериментальных исследований, а также итоги работ проблемного характера по следующим направлениям:

- физика конденсированного состояния;
- информационные технологии;
- металлургия и материаловедение;
- региональная и отраслевая экономика.

К рукописи следует приложить рекомендацию соответствующей кафедры высшего учебного заведения, экспертное заключение, разрешение ректора или проректора высшего учебного заведения (для неучебного предприятия – руководителя или его заместителя) на опубликование результатов работ, выполненных в данном вузе (предприятии).

В редакцию следует направлять материалы статьи в электронном виде и два экземпляра текста статьи на бумажном носителе. Для ускорения процесса рецензирования статей электронный вариант статьи и скан-копии сопроводительных документов рекомендуется направлять по электронной почте по адресу e-mail: vestnicsibgiu@sibsiu.ru.

Таблицы, библиографический список и подрисуночный текст следует представлять на отдельных страницах. В рукописи необходимо сделать ссылки на таблицы, рисунки и литературные источники, приведенные в статье.

Иллюстрации нужно представлять отдельно от текста на носителе информации. Пояснительные надписи в иллюстрациях должны быть выполнены шрифтом Times New Roman Italic (греческие буквы – шрифтом Symbol Regular) размером 9. Тоновые изображения, размер которых не должен превышать 75x75 мм (фотографии и другие изображения, содержащие оттенки черного цвета), следует направлять в виде растровых графических файлов (форматов *.bmp, *.jpg, *.gif, *.tif) в цветовой шкале «оттенки серого» с разрешением не менее 300 dpi (точек на дюйм). Штриховые рисунки (графики, блок-схемы и т.д.) следует представлять в «черно-белой» шкале с разрешением не менее 600 dpi. На графиках не нужно наносить линии сетки, а экспериментальные или расчетные точки (маркеры) без крайней необходимости не «заливать» черным. Штриховые рисунки, созданные при помощи пространственных программ MS Excel, MS Visio и др., следует представлять в формате исходного приложения (*.xls, *.vsd и др.).

Шрифтовое оформление физических величин: латинские буквы в светлом курсивном начертании, русские и греческие – в светлом прямом. Числа и единицы измерения – в светлом прямом начертании. Особое внимание следует обратить на правильное изображение индексов и показателей степеней. Формулы набираются с помощью редакторов формул Equatn или Math Type, масштаб формул

должен быть 100 %. Масштаб устанавливается в диалоговом окне «Формат объекта». В редакторе формул для латинских и греческих букв использовать стиль «Математический» («Math»), для русских – стиль «Текст» («Text»). Размер задается стилем «Обычный» («Full»), для степеней и индексов – «Крупный индекс / Мелкий индекс» («Subscript / Sub-Subscript»). Недопустимо использовать стиль «Другой» («Other»).

Необходимо избегать повторения одних и тех же данных в таблицах, графиках и тексте статьи. Объем статьи не должен превышать 18 – 20 страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала.

Рукопись должна быть тщательно выверена, подписана автором (при наличии нескольких авторов, число которых не должно превышать пяти, – всеми авторами); в конце рукописи указывают полное название высшего учебного заведения (предприятия) и кафедры, дату отправки рукописи, а также полные сведения о каждом авторе (Ф.И.О., место работы, должность, ученая степень, звание, служебный и домашний адреса с почтовыми индексами, телефон и e-mail). Необходимо указать, с кем вести переписку.

Цитируемую в статье литературу следует давать общим списком в порядке упоминания в статье с обозначением ссылки в тексте порядковой цифрой. Перечень литературных источников рекомендуется не менее 20.

Библиографический список оформляют в соответствии с ГОСТ 7.0.100 – 2018: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, полное название журнала, название статьи, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборников – фамилии и инициалы авторов, название сборника, название статьи, место издания, издательство, год издания, кому принадлежит, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипции, в библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

К статье должны быть приложены аннотация объемом 200 – 250 слов, ключевые слова.

В конце статьи необходимо привести на английском языке: название статьи, Ф.И.О. авторов, место их работы, аннотацию и ключевые слова.

Краткие сообщения должны иметь самостоятельное научное значение и характеризоваться новизной и оригинальностью. Они предназначены для публикации в основном аспирантских работ. Объем кратких сообщений не должен превышать двух страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через

полтора интервала, включая таблицы и библиографический список. Под заголовком в скобках следует указать, что это краткое сообщение. Допускается включение в краткое сообщение одного несложного рисунка, в этом случае текст должен быть уменьшен. Приводить в одном сообщении одновременно таблицу и рисунок не рекомендуется.

Количество авторов в кратком сообщении должно быть не более трех. Требования к оформлению рукописей и необходимой документации те же, что к оформлению статей.

Корректуры статей авторам, как правило, не посылают.

В случае возвращения статьи автору для исправления (или при сокращении) датой представления считается день получения окончательного текста.

Статьи, поступающие в редакцию, проходят гласную рецензию.

Статьи журнала индексируются в РИНЦ, представлены на сайтах <https://vestnik.sibsiu.ru/> и <https://www.sibsiu.ru> в разделе Наука и инновации (Периодические научные издания (Журнал «Вестник СибГИУ»)).

Над номером работали

Коновалов С.В., главный редактор

Запольская Е.М., ответственный секретарь

Бащенко Л.П., ведущий редактор

Гашикова А.О., ведущий редактор

Темлянцева Е.Н., верстка

Олендаренко Е.В., менеджер по работе с клиентами

Безродная Е.А., администратор сайта