



**С НОВЫМ ГОДОМ,
ЛИТЕЙЩИКИ
И МЕТАЛЛУРГИ !**

**ПУСТЬ 2026 ГОД
БУДЕТ ПРОЧНЫМ,
КАК СТАЛЬ,
И ЯРКИМ,
КАК ИСКРА!**



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2025 г., №4

Ежеквартальный научно-производственный журнал.
Выпускается на русском, с аннотацией на английском языке.

Издается с января 1997 г.
Выходит 4 раза в год

УЧРЕДИТЕЛИ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин
Ассоциация литейщиков и металлургов, г. Минск
ОАО «БЕЛНИИЛIT», г. Минск
ОАО «Могилевский металлургический завод», г. Могилев
ОАО «Речицкий метизный завод», г. Речица
ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

Харитончик С. В., д-р техн. наук, БНТУ, г. Минск, Беларусь

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

Марукович Е. И., акад. НАН Беларусь, д-р техн. наук, проф.,
г. Могилев, Беларусь

РЕДСОВЕТ

Корчук Д. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
Беларусь

Хрусталев Б. М., акад. НАН Беларусь, д-р техн. наук, проф.,
Беларусь

Николайчик Ю. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, Беларусь

Самончик В. Г., ОАО «Речицкий метизный завод», Беларусь

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Марукович Е. И., академик НАН Беларусь, д-р техн. наук, профессор,
лауреат Госпремии БССР и РБ, Заслуженный изобретатель РБ

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., ведущий научный редактор, БНТУ, Беларусь
Красковская О. И., ведущий научный редактор, БНТУ, Беларусь
Лебедев М. Н., компьютерная верстка, дизайн, БНТУ, Беларусь
Голосюк Н. В., технический редактор, БНТУ, Беларусь
Высоцкая М. С., перевод, Ассоциация литейщиков и металлургов,
Беларусь

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

Кукуй Давыд Михайлович, д-р техн. наук, проф., лауреат Гос-
премии БССР

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларусь, д-р техн.
наук, проф., г. Могилев, Беларусь

Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному произ-
водству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь

Анелькин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО «БМЗ –
управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь

Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ГНУ «Институт приклад-
ной физики НАН Беларусь», г. Минск, Беларусь

Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литей-
щиков, г. Москва, Россия

Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Коренюгин С. В., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Крамер Олаф. М., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH,
Германия

Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Никитин К. В., д-р техн. наук, проф., г. Самара, Россия

Нофал А., проф., Центральный научно-исследовательский метал-
лургический институт, г. Каир, Египет

Пантелейенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларусь, д-р техн. наук, проф.,
БНТУ, г. Минск, Беларусь

Поддубный А. Н., д-р техн. наук, г. Москва, Россия

Прудак В. Я., акад. НАН Беларусь, д-р техн. наук, проф., ЗАО «Со-
лигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным про-
изводством», г. Солигорск, Беларусь

Рубаник В. В., чл.-корр. НАН Беларусь, д-р техн. наук, проф.,
ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларусь», г. Витебск,
Беларусь

Садоха М. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь

Степченко В. Ю., д-р техн. наук, г. Могилев, Беларусь

Терлецкий С. В., канд. техн. наук, ОАО «БМЗ – управляющая ком-
пания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь

Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., г. Минск, Беларусь

Хань Юйсинь, Ассоциация литейщиков Китая, Китай

Чой Ку-Йонг, проф., Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

Беларусь, 220013, Минск, пр. Независимости, 65, корп. 7, к. 8

тел.: (017) 292-74-75, тел./факс: (017) 331-11-16.

E-mail: limrb@bntu.by. Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2025, no. 4

Quartely Journal

Issued in Russian with annotations in English.

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

Belarusian National Technical University, Minsk
OJSC «BSW – Management Company of «BMC» Holding», Zhlobin
Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk
OJSC «BELNIIILIT», Minsk
OJSC «Mogilev Metallurgical Works», Mogilev
OJSC «Rechitsa Metizny Plant», Rechitsa
OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

Kharitonchik S. V., Dr. of Engineering Science, BNTU, Minsk, Belarus

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

Marukovich E. I., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Mogilev, Belarus

EDITORIAL COUNCIL

Korchik D. A., OJSC «BSW – Management Company of «BMC» Holding», Zhlobin, Belarus

Khrustalev B. M., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Minsk, Belarus

Nikalaiychyk Yu. A., PhD in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Samonchik V. G., OJSC «Rechitsa Metizny Plant», Rechitsa, Belarus

CHIEF EDITOR

Marukovich E. I., Academician of National Academy of Sciences of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prizes of BSSR and Belarus, Honoured Inventor of the Republic of Belarus

EDITORIAL STAFF

Mashkanova S. V., Leading scientific editor, BNTU, Minsk, Belarus

Kraskovskaya V. I., Leading scientific editor, BNTU, Minsk, Belarus

Lebedev M. N., Computer layout, Design, BNTU, Minsk, Belarus

Halasiuk N. V., Technical editor, BNTU, Minsk, Belarus

Vysotskaya M. S., Association of Foundrymen and Metallurgists, Belarus

FOUNDER OF THE JOURNAL

Kukuj David Mikhailovich, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR

EDITORIAL BOARD

Marukovich E. I., Chief Editor, Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Mogilev, Belarus

Nikalaiychyk Yu. A., Deputy Chief Editor for Foundry, PhD in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor for Metallurgy, OJSC «BSW – Management Company of «BMC» Holding», Zhlobin, Belarus

Anisovitch A. G., Dr. of Phisical-Math. Sciences, Professor, Institute of Applied Physics of NAS of Belarus, Minsk, Belarus

Dibrov I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, Russian Foundry Association, Moscow, Russia

Ivanov I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Konstantinov V. M., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Korenyugin S. V., BNTU, Minsk, Belarus

Kramer Olaf M., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Germany

Nemenenok B. M., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Nikitin K. V., Dr. of Engineering Sciences, Professor, Samara, Russia

Nofal A., Professor, Central Metallurgical R&D Institute, Cairo, Egypt

Panteleenko F. I., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Poddubnij A. N., Dr. of Engineering Sciences, Moscow, Russia

Pruschak V. Ya., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, CJSC «Soligorsk Institute of Problems of Resource Saving with Pilot Production», Soligorsk, Belarus

Rubanik V. V., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus

Sadokha M. A., PhD in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Stetsenko V. Yu., Dr. of Engineering Sciences, Mogilev, Belarus

Terletsky S. V., PhD in Technical Sciences, OJSC «BSW – Management Company of «BMC» Holding», Zhlobin, Belarus

Tomilo V. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Trusova I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, Minsk, Belarus

Han Yuxin, China Foundry Association, China

Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, Building 7, of. 8, 220013, Minsk

Tel.: (017) 292-74-75, tel./fax: (017) 331-11-16.

E-mail: limrb@bntu.by Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

К 105-летию Белорусского национального технического университета	8
--	---

С ЮБИЛЕЕМ

Жизняков С.Н. (к 90-летию со дня рождения)	16
Немененок Б.М. (к 75-летию со дня рождения)	17
Слуцкий А.Г. (к 75-летию со дня рождения)	18

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е.И., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь Стеценко В.Ю., Стеценко А.В., г. Могилев, Беларусь	
Кристаллизация никелевых сплавов	19
Римошевский С.Л., Иванов Д.Э., Прокопчук Д.А., Голуб Д.М., ОАО «БЕЛНИИЛИТ»	
Методические подходы определения пригодности дисперсных оксидов цветных металлов, образующихся на предприятиях нефтехимической промышленности, для легирования сталей	23
Ровин С.Л., Алмалыкский филиал МИСиС, г. Алмалык, Узбекистан Ш.А. Сайдуллаев, АО «Алмалыкский горно-металлургический комбинат», г. Алмалык, Узбекистан	
Исследование твердофазного восстановления железа из медеплавильных шлаков	28
Войтенко В.В., Медведчук С.А., Брешев В.Е., Войтенко Г.О., Луганский государственный университет им. В. Даля, г. Луганск, Луганская Народная Республика, Россия	
Экспериментальные исследования возможностей технологии изготовления оболочечных литейных стержней на основе целлюлозы	35
Демченко Е.Б., Белорусский национальный технический университет	
Расчет параметров разогрева стального слитка в зоне вторичного охлаждения	40

МЕТАЛЛУРГИЯ

Роговцева О.В., Глазунова Н.А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Исследование преждевременно разрушенных мелющих тел стержневой мельницы, изготовленных из стали марки 65Г	44
Кравцова М.И., Сидоренко Т.И., Кулаковская Я.С., Луткова Н.В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Влияние полосчатости структуры на анизотропию механических свойств стали марки 60ПП	50

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Рубаник В. В., Луцко В. Ф., Рубаник В. В. мл., Шакуров И. А., Драбо Д. П., ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь, Реснин Н. Н., Беляев С. П., Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия Влияние ультразвуковых колебаний на стенки, наплавленные по технологии WAAM	56
Волочко А. Т., Ковалько М. С., Федорович Д. С., Физико-технический институт НАН Беларуси, Чжибо Чжан, Сун Дунфу, Институт новых материалов Академии наук провинции Гуандун Повышение механических свойств алюминиевых сплавов АК9 микродобавками РЗМ	64
Федосенко А. С., Оленцевич А. С., Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Беларусь Перспективы использования порошка высоколегированной austenitной стали, полученного реакционным механическим легированием, для производства изделий способом селективного лазерного сплавления	73
Калиниченко М. Л., Малиновский Е. А., Пшеничный М. Л., Шиш Е. Н., Белорусский национальный технический университет Оценка характера и динамики разрушения склеенных соединений в модельном комплекте с применением инструментов численного моделирования	82
Миньков А. Л., Филиппов М. Н., Белорусский национальный технический университет Расчет влияния термической обработки и фазовых превращений на напряжения и деформации при многопроходной сварке трубы диаметром 48 мм и толщиной 5 мм из стали Р91	93

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., Иванов И. А., Садоха М. А., Белорусский национальный технический университет Исследование масштабов загрязнения окружающей среды выбросами сталелитейных цехов с массовым характером производства	105
---	-----

CONTENTS

Subscription 75034

For the 105th anniversary of BNTU	8
---	---

HAPPY ANNIVERSARY

Zhiznyakov S. N. (to the 90th birthday anniversary)	16
Nemenenok B. M. (to the 75th birthday anniversary)	17
Slutsky A. G. (to the 75th birthday anniversary)	18

FOUNDRY

Marukovich E. I. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. , Mogilev, Belarus	
Crystallization of nickel alloys	19
Rimoshevsky S. L., Ivanov D. E., Prokopchuk D. A., Golub D. M. , OJSC "BELNIILIT"	
Methodological approaches to determining the suitability of dispersed non-ferrous metal oxides generated at petrochemical plants for steel alloying	23
Rovin S. L. , Almalyk branch of MISiS, Almalyk, Uzbekistan, Saydullaev Sh. A. , JSC "Almalyk MMC", Almalyk, Uzbekistan,	
Study of solid-state reduction of iron from copper smelting slags	28
Voytenko V. V., Medvedchuk S. A., Breshev V. E., Voytenko G. O. , Vladimir Dal Lugansk State University, Lugansk, Lugansk People's Republic, Russia	
Experimental research into feasibility of cellulose-based shell core-making technology	35
Demchenko E. B. , Belarusian National Technical University	
Calculation of steel ingot heating parameters in the secondary cooling zone	40

METALLURGY

Rogovtsova O. V., Glazunova N. A. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"	
Study of prematurely destroyed grinding material of a rod mill made of steel grade 65G	44
Kravtsova M. I., Sidorenko T. I., Kulakovskaya Ya. S., Lutkova N. V. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"	
Influence of banded structure on anisotropy of mechanical properties of steel grade 60PP	50

SCIENCE OF MATERIALS

Rubanik V.V., Lutcko V.F., Rubanik V.V. jr., Shakurov I.A., Drabo D.P. , Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Science of Belarus, Vitebsk, Belarus	
Resnina N.N., Belyaev S.P. , Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg, Russia	
The influence of ultrasonic vibrations on walls deposited using the WAAM technology	56
Volochko A.T., Kovalko M.S., Fedorovich D.S. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus	
Zhang Zhibo, Dongfu Song , Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences	
Improvement of mechanical properties of AK9 aluminum alloys through rare-earth microadditions	64
Fedosenko A.S., Olientsevich A.S. , Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus	
Prospects for using high-alloy austenitic steel powder produced by reactive mechanical alloying for the production of products by selective laser melting	73
Kalinichenko M.L., Malinovskii E.A., Pshanichny M.L., Shish E.N. , Belarusian National Technical University	
Assessing the nature and dynamics of failure of glue-bound joints in a model kit using numerical simulation tools.....	82
Minkov A.L., Filippov M.N. , Belarusian National Technical University, Calculation of the influence of heat treatment and phase transformations on stresses and deformations in multiple-pass welding of a pipe with a diameter of 48 mm and a thickness of 5 mm of steel grade P91	93

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A.M., Ivanov I.A., Sadokha M.A. , Belarusian National Technical University	
Investigation of the scale of environmental pollution from steel workshops with mass production	105

105

ЛЕТ КАЧЕСТВА

УКОРЕНЕННОГО В ТРАДИЦИЯХ
И УСТРЕМЛЕННОГО В БУДУЩЕЕ



К 105-ЛЕТИЮ БЕЛОРУССКОГО НАЦИОНАЛЬНОГО ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Дорогие коллеги!

Поздравляю вас с 105-летием со дня основания университета!

За 105 лет работы университет накопил богатейший опыт в подготовке высококлассных специалистов, внесших значимый вклад в развитие отечественной и мировой науки, в укрепление потенциала страны.

Я всегда говорю, что университет – это в первую очередь люди. Преподаватели, передающие свои знания и опыт. Поколения студентов, дарующие вузу жизнь и энергию. Лаборанты, библиотекари, деканы, ректоры, технический персонал – каждый, кто вкладывает душу и заботу в настоящее и будущее университета. Юбилей – это особый праздник, к которому готовятся и в котором участвует весь коллектив вуза. Отмечаемый нами сегодня юбилей говорит о неизменно высоком качестве образования, о наличии традиций, о великих предшественниках, на которых хочется равняться. Умение шагать в ногу со временем и работать на перспективу позволяет БНТУ уверенно держать высокую планку качества образования и оставаться одним из признанных лидеров в области подготовки высококвалифицированных специалистов. Выражаю глубокую уверенность в том, что, поддерживая традиции, заложенные многими поколениями преподавателей и студентов, сохраняя и приумножая накопленный потенциал университета, постоянно находясь в поиске современных форм и методов обучения, активно внедряя новейшие образовательные технологии, наш коллектив всегда будет вносить значительный теоретический и практический вклад в инновационное развитие и конкурентоспособность страны.

Сегодня мне хотелось бы поблагодарить всех, кто работает над тем, чтобы БНТУ оставался не только флагманом высшего технического образования Республики Беларусь, но и всего СНГ. Благодаря вашему труду, ответственности и любви к профессии университет живет, развивается и сохраняет свои традиции, при этом открывая новые горизонты.

Пусть 105-летие станет поводом не только для воспоминаний, но и для мечты. Пусть впереди нас ждут годы новых открытий, новых имен, больших достижений и человеческого тепла, которым всегда славился БНТУ!



Марукович Е. И.,
главный редактор журнала
«Литье и металлургия»,
академик НАН Беларуси,
доктор технических наук,
профессор

105

ЛЕТ КАЧЕСТВА

УКОРЕНЕННОГО В ТРАДИЦИЯХ
И УСТРЕМЛЕННОГО В БУДУЩЕЕ



К 105-ЛЕТИЮ БЕЛОРУССКОГО НАЦИОНАЛЬНОГО ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

КАФЕДРА «МАШИНЫ И ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА» (МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ)

Первый набор на специальность «Машины и технология литьевого производства» состоялся в 1954 г., а первый выпуск студентов-литейщиков – в 1959 г.

Рождение, формирование, становление и развитие кафедры «Машины и технология литьевого производства» происходило под руководством выдающихся специалистов, ученых и организаторов, настоящих энтузиастов своего дела: канд.техн.наук, доцента, заслуженного работника народного образования БССР Анатолия Михайловича Дмитровича, д-ра техн.наук, профессора, заслуженного деятеля науки и техники БССР Евграфа Иосифовича Бельского, д-ра техн.наук, профессора, лауреата Государственной премии БССР Давыда Михайловича Кукуя.

В 60-е годы кафедра «Машины и технология литьевого производства» БПИ стала не только кузницей инженерных и руководящих кадров для отечественного литьевого и металлургического производства, но и школой подготовки и формирования профессорско-преподавательского состава для литьевых и смежных специальностей, базой для создания учебных и научно-исследовательских подразделений как в БПИ (БГПА, БНТУ), так и в других вузах и научных учреждениях Беларуси. Среди выпускников кафедры два академика Национальной академии наук Беларуси: Евгений Игнатьевич Маркович и Александр Александрович Михалевич, 16 докторов наук, более 100 кандидатов наук.

За 70 лет на кафедре подготовлено около 3000 инженеров, многие из которых стали известными специалистами, формирующими техническую политику в литьевом и металлургическом производстве не только в Беларуси, но и за ее пределами.

Сегодня кафедра с успехом продолжает славные традиции своих основателей, формируются новые дисциплины, совершенствуются методы преподавания, расширяется международное сотрудничество с зарубежными вузами.

Обучение осуществляется на двух ступенях высшего образования. На I ступени по специальности 6-05-0714-03 «Инженерно-техническое проектирование и производство материалов и изделий из них» ведется подготовка бакалавров по профилизациям: «Машины и технология литьевого производства» и «Аддитивные технологии в литьевом производстве». На II ступени по специальности 7-06-0714-01 «Инновационные технологии в металлургии» – по профилизации «Производство новых конструкционных материалов».

Развиваются традиционные для кафедры направления исследований и расширяются сферы ее интересов, среди которых разработка энерго- и ресурсосберегающих технологий для литьевого и металлургического производства, компьютерное проектирование и моделирование литьевых и металлургических процессов, разработка методов и автоматизированных систем контроля качества формовочных и стержневых смесей, синтез новых экологически чистых формовочных материалов, разработка технологий получения специальных сплавов и изготовления литого инструмента, разработка технологий и оборудования для рециклирования металлоконструкций и других отходов литьевого и металлургического производств.

На кафедре сформировался сплоченный коллектив высококвалифицированных специалистов.

Наши сотрудники ведут активную научную, исследовательскую и внедренческую работу, привлекают к научно-исследовательской работе студентов, магистрантов и аспирантов кафедры, участвуют в международных конгрессах, конференциях и выставках. Преподавателями подготовлено более 1000 печатных работ, в том числе 30 монографий, учебников и учебно-методических пособий, получено более 100 патентов и авторских свидетельств на изобретения.

На кафедре работают 13 человек, из них один заведующий кафедрой, канд.техн.наук, доцент, один д-р техн.наук, профессор, шесть доцентов, четыре старших преподавателя, четыре ассистента, один преподаватель-стажер.

За время работы кафедры организованы четыре филиала:

- Филиал ЗАО «АТЛАНТ» – Барановичский станкостроительный завод, г. Барановичи.
- Филиал ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск.
- Филиал ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск.
- Филиал ОАО «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ», г. Гомель.

КАФЕДРА «МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ» (МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ)

Кафедра «Металлургия черных и цветных сплавов» на протяжении 56 лет осуществляет подготовку инженеров металлургического профиля для литейного и металлургического производств. В связи с необходимостью подготовки инженерных кадров для Белорусского металлургического завода в 1993 г. кафедра получила название «Металлургия литейных сплавов», а с 2017 г. после объединения с кафедрой «Металлургические технологии» – «Металлургия черных и цветных сплавов». За время существования кафедры ей руководили д-р техн.наук, профессор Дмитрий Николаевич Худокормов (1969–1993), канд. техн.наук, профессор Валентин Михайлович Королев (1993–1999) и с 1999 г. по настоящее время кафедру возглавляет д-р техн.наук. профессор Болеслав Мечеславович Немененок.

В настоящее время на кафедре по программе бакалавриата ведется подготовка инженеров по специальности 6–05–0714–01 «Технологии высокотемпературной обработки металлов» с профилизациями «Компьютерное проектирование литейных и металлургических процессов» и «Инжиниринг технологических процессов в металлургическом производстве». По программе углубленного высшего образования реализуется подготовка магистров по специальности 7–06–0714–01 «Инновационные технологии в металлургии» с профилизацией «Производство новых конструкционных материалов» и на английском языке по специальности 7–06–0713–04 «Автоматизация» с профилизацией «Автоматизация производственных процессов» для иностранных граждан. С Навоийским государственным горно-технологическим университетом осуществляется образовательная программа 2+2 по специальности 6–05–0714–01 «Технологии высокотемпературной обработки металлов» для профилизации «Компьютерное проектирование литейных и металлургических процессов». В настоящее время на кафедре обучается 35 иностранных студентов и четыре магистра из КНР.

На кафедре работают 11 человек: один заведующий кафедрой, д-р техн.наук, профессор, семь доцентов, канд.техн.наук, один ассистент, два преподавателя-стажера.

За последние пять лет на кафедре подготовлены один кандидат технических наук, 17 магистрантов (в том числе три гражданина Узбекистана) и 174 инженера (в том числе четверо иностранных граждан). Выпускники кафедры востребованы промышленными предприятиями Республики Беларусь и научными организациями. Основными заказчиками молодых специалистов являются ОАО «Минский автомобильный завод»; ОАО «Минский тракторный завод»; ОАО «Минский моторный завод»; ОАО «Белцветмет»; ОАО «Белорусский металлургический завод»; ОАО «Экран»; ОАО «Осиповичский завод автомобильных агрегатов»; ОАО «Лидский литейно-механический завод»; ОАО «БЕЛНИИЛИТ»; РУПП «Гранит»; ОАО «Могилевский металлургический завод»; ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ».

При кафедре действует НИИЛ «Литейных технологий», в состав которой входит студенческое научно-исследовательское бюро «Сплав». За последние пять лет лабораторией совместно с преподавателями кафедры выполнено десять заданий ГПНИ и два проекта БРФФИ с Индией и Китаем. В выполнении исследований активно участвуют студенты, магистранты и аспиранты кафедры.

Основное научное направление кафедры связано с ресурсосберегающими и малоотходными технологиями получения отливок ответственного назначения из сплавов черных и цветных металлов и сплавов, разработкой экологически чистых технологий рафинирования и модификации литейных сплавов с использованием неметаллических материалов, разработкой новых препаратов для внепечной обработки стали, созданием систем контроля качества отливок после модифицирующей обработки расплава.

Ежегодно сотрудники кафедры публикуют научные статьи в изданиях, рекомендованных ВАК Республики Беларусь и зарубежных журналах. Студентами опубликовано за пять лет более 70 научных публикаций и получены 14 дипломов за участие в Республиканском конкурсе научных работ студентов.

КАФЕДРА «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ» (МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ)

Кафедра «Материаловедение в машиностроении» была создана в 1953 г. и называлась «Металловедение». И это было правильное название. Металловед во все времена был и остается одним из самых нужных людей (специалистов). Знания о свойствах металлов – особые знания, которые позволяют изготавливать прекрасные и нужные вещи.

Общество развивается и в 1963 г. кафедра стала называться «Материаловедение в машиностроении». Круг предлагаемых нашими преподавателями расширился, вместе с ними и возможности распределения наших молодых специалистов.

Мы – выпускающая кафедра и сами готовим по углубленной программе обучения специалистов по двум направлениям:

1. Профилизация «Цифровое металловедение и термическая обработка» в рамках специальности 6–05–0714–01 «Технологии высокотемпературной обработки металлов».

2. Профилизация «Материаловедение в машиностроении» в рамках специальности 6–05–0714–03 «Инженерно-техническое проектирование и производство материалов и изделий из них».

В процессе обучения студенты кафедры получают самую современную теоретическую и практическую подготовку по фундаментальным и специальным дисциплинам. Учебный процесс обеспечивают высококвалифицированные преподаватели.

В специализированных классах, оснащенных самыми современными техническими средствами обучения, студенты могут дополнительно заниматься научно-исследовательской работой.

Студенты проходят три специализированные практики на ведущих машиностроительных предприятиях, что позволяет определиться с будущим местом работы уже на четвертом курсе.

Наши студенты, чувствующие себя будущими руководителями, добавляют себе внутренней уверенности, изучая углубленно английский, немецкий или другой иностранный язык для общения с коллегами из-за рубежа. Повышение квалификации (или второе образование) по ускоренной схеме обучения делает нашего специалиста универсальным управленцем.

Всего кафедрой за эти годы подготовлено более 200 тысяч специалистов для ближнего и дальнего зарубежья, которые работают в самых различных отраслях промышленности. В среднем от ведущих промышленных предприятий и научных учреждений Республики Беларусь на кафедру поступают не менее 40 заявок на выпускников. Основными заказчиками являются:

- ГУ «НПЦ Государственного комитета судебных экспертиз Республики Беларусь».
- Белорусская АЭС.
- ООО «Сфера технической экспертизы».
- ОАО «Пеленг».
- ГУ «Белорусская МИС».
- УП «Белгазпромдиагностика».
- ОАО «Гродно Азот».
- ОАО «Минский автомобильный завод».
- ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси».
- ОАО «Минский завод колесных тягачей».
- ОАО «Минский тракторный завод».
- ОАО «Минский подшипниковый завод».
- ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ».

Практически все выпускники кафедры работают (или работали) на руководящих должностях самых разных предприятий.

На кафедре издано свыше 18 монографий, некоторые из них переведены на несколько иностранных языков. Более 500 научных статей и свыше 400 патентов характеризуют кафедру как ведущую научную школу по направлению «Металловедение» в нашей стране.

После окончания обучения выпускники могут продолжать обучение в магистратуре. Прием осуществляется в магистратуру практико-ориентированную или научную. Диплом магистра подтверждает университетское образование и дает право работать на должностях ассистента кафедры или младшего научного сотрудника научно-исследовательской лаборатории. Возможность обучения на новой специальности магистратуры: «Экспертиза конструкционных материалов машиностроения, покрытий и изделий».

Кафедра обеспечивает обучение и проводит занятия по общетехнической дисциплине «Материаловедение» практически для всех специальностей нашего университета. На данный момент это 24 специальности всех факультетов БНТУ.

Состав профессорско-преподавательского состава:

- два доктора технических наук,
- один доктор физико-математических наук,
- пять кандидатов технических наук,
- один кандидат физико-математических наук,
- пять аспирантов,
- 12 магистрантов.

Машиностроительные предприятия нуждаются в грамотных специалистах, умеющих работать и применять свои знания на практике. Научно-исследовательские институты и лаборатории, занимающиеся разработкой новых материалов и способов их обработки, заинтересованы в молодых кадрах, знающих и понимающих основы создания и обработки материалов.

КАФЕДРА «МАШИНЫ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ» (МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ)

Кафедра МиТОМД на протяжении 77 лет осуществляет подготовку высококвалифицированных инженерных и научно-педагогических кадров в области машиностроения, технологий и оборудования обработки материалов давлением. В процессе обучения студенты приобретают практические знания благодаря качественному оборудованию и профессиональному преподавательскому составу, глубокой интеграции теории с реальным производством и сохранении классической, фундаментальной инженерной школы, кафедра выпускает не просто дипломированных специалистов, а инженерную элиту белорусского машиностроения.

Высокие достижения кафедры «Машины и технология обработки металлов давлением» в области подготовки кадров обусловлены широким участием всех ее сотрудников и студентов в проведении фундаментальных и прикладных исследований. Благодаря таланту и высокой научной эрудиции своего основателя, академика С. И. Губкина, коллектив кафедры с начала своего существования был ориентирован на решения актуальных проблем мирового уровня в области теории и технологии обработки металлов давлением. Именно тогда в основу деятельности кафедры был заложен мощный научный фундамент.

Реализация системы подготовки специалистов высшей квалификации на основе объединения научного и учебного процессов, предусматривающих активное участие студентов, магистрантов, аспирантов и преподавателей в научных исследованиях, обеспечивает целевую подготовку специалистов для потребностей производства.

При кафедре действует сектор «Обработка материалов давлением» (научный консультант – В. В. Клубович, академик НАН Беларуси, д-р техн. наук). В рамках государственных программ научных исследований с 2021 по 2025 г. лабораторией были разработаны, опробованы и внедрены новые ресурсосберегающие технологии для ОАО «Кузнецкий завод тяжелых штамповок», ОАО «Барановичский завод станкотехники», ОАО «Кобринский инструментальный завод «СИТОМО».

Особенность подготовки на кафедре МиТОМД – это формирование высококлассного инженера, который обладает глубокими теоретическими знаниями, имеет огромный практический опыт, полученный на уникальном лабораторном оборудовании и ведущих заводах страны, и готов к решению самых сложных производственных задач.

Основное направление подготовки на кафедре – специальность 6-05-0714-03 «Инженерно-техническое проектирование и производство материалов и изделий из них» с профилизацией «Деформационные технологии и оборудование». Данная программа предоставляет студентам глубокие теоретические знания и практические навыки в области разработки и совершенствования технологий обработки металлов давлением, проектирования современного оборудования, а также создания инновационных материалов.

Учебный процесс включает освоение дисциплин, направленных на изучение физических свойств материалов, методов их обработки и инструментов для проектирования технологических процессов.

Особое внимание уделяется практическим занятиям и научно-исследовательской работе, что позволяет студентам развивать профессиональные компетенции и быть готовыми к решению задач современной промышленности. Это одна из самых практико-ориентированных и востребованных инженерных специальностей в Беларусь.

В настоящее время осуществляется подготовка иностранных граждан в рамках совместной образовательной программы между Белорусским национальным техническим университетом и Хэфэйским технологическим университетом (г. Хэфэй, Китайская Народная Республика), ведется подготовка студентов по программе 2+2 по специальности 1–36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением», обучаются студенты дневной формы получения образования на русском языке и углубленного высшего образования (магистратура) по специальности 7–06–0714–01 «Инновационные технологии в металлургии».

В среднем на выпускников кафедры МиТОМД приходит не менее 50 заявок от ведущих предприятий страны, что гарантирует дальнейшее трудоустройство. Основными заказчиками кадров являются ОАО «Минский автомобильный завод», ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», ОАО «Минский завод колесных тягачей», холдинг «МТЗ-ХОЛДИНГ» ОАО «Минский тракторный завод», ЗАО «АТЛАНТ»-МЗХ, ОАО «Минский подшипниковый завод», ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ», ОАО «ММЗ им. С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», ОАО «Кобринский инструментальный завод «СИТОМО» и др.

Более 200 высококвалифицированных специалистов подготовлено за последние пять лет.

На кафедре работают 13 человек, из них один заведующий кафедрой; один профессор; один доцент; шесть старших преподавателей; три ассистента; один преподаватель-стажер.

За последние пять лет студентами подготовлено 100 научных публикаций. Студенты кафедры активно участвуют в Республиканском конкурсе научных работ студентов и награждены специальным фондом Президента Республики Беларусь по социальной поддержке одаренных учащихся и студентов.

КАФЕДРА «ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ, СВАРКА И ТЕХНОЛОГИЯ МАТЕРИАЛОВ» (МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ)

Основой кафедры «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» явилась кафедра «Технология металлов», созданная в Белорусском политехническом институте (БПИ) в ноябре 1955 г.

1960-й год стал датой рождения нового для Республики Беларусь промышленного направления – порошковая металлургия.

На базе лаборатории при БПИ создан научно-исследовательский институт порошковой металлургии (1972), который выделился в Белорусское республиканское научно-производственное объединение порошковой металлургии БРНПО ПМ (1980).

С 1975 г. осуществляется подготовка инженеров-металлургов по специализации «Композиционные и порошковые материалы, покрытия», которая в 1977 г. получила статус специальности.

В 1989 г. произошло объединение кафедр «Порошковая металлургия» и «Технология металлов» с образованием кафедры «Порошковая металлургия и технология материалов» (ПМ и ТМ). В этом же году открывается филиал кафедры на базе Белорусского государственного научно-производственного концерна порошковой металлургии (БГНПК ПМ).

С 1992 г. осуществляется выпуск инженеров по специальности «Оборудование и технология сварочного производства», а в 1999 г. открывается заочное отделение по этой специальности.

В 2003 г. кафедра получает новое название – «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» (ПМС и ТМ) и открывает филиал на базе ПО «Минский тракторный завод» для подготовки инженеров по специальности «Оборудование и технология сварочного производства».

Основателем и первым заведующим кафедрой (1955–1990) являлся Олег Владиславович Роман (1925–2010) – академик Национальной академии наук Беларуси (1991; чл.-корр., 1989), доктор технических наук (1972), профессор, заслуженный деятель науки и техники БССР (1976), лауреат Премии Совета Министров СССР (1978), Государственной премии БССР (1980), Международной премии им. Д. Неру (1992), Международной премии Индийской ассоциации порошковой металлургии (2002). Награды: орден Трудового Красного Знамени (1986), орден Дружбы народов (1981), медаль Франциска Скорины (1995) и др. Им опубликовано более 350 научных работ, восемь монографий, получено более 150 патентов, подготовлено семь докторов наук и более 50 кандидатов наук. ГНУ «Институт порошковой металлургии» присвоено имя академика О. В. Романа.

Петр Александрович Витязь (1970–1976) – академик и вице-президент НАН Беларуси, доктор технических наук, профессор. П. А. Витязь развел важные научные направления в области создания пористых материалов, тепловых труб, нанесения защитных покрытий. Им подготовлено 18 кандидатов и семь докторов

наук. Опубликовано 11 монографий, более 400 научных статей, более 160 изобретений. Награды: орден Дружбы народов (1986), медаль Ф. Скорины, лауреат премии БССР (1980), Совета Министров СССР (1987).

Василий Иванович Беляев (1926–2002) – доктор технических наук (1970), профессор. Заведующий кафедрой с 1977 по 1989 г. На кафедре работал с 1960 г. Является родоначальником сварки взрывом в Беларуси. Научное направление – сварка и упрочнение металлов и сплавов взрывом, создание композиционных волокнистых и слоистых материалов с высокими эксплуатационными характеристиками. Автор более 200 научных работ, в том числе четыре монографии, три учебных пособия, имеет свыше 100 авторских свидетельств и патентов. Научная школа В.И. Беляева насчитывает два доктора и более 30 кандидатов технических наук.

Виктор Николаевич Ковалевский (1940) – доктор технических наук (1989), профессор, заведующий кафедрой с 1990 по 2005 г. Научные направления: керамические и керамико-полимерные материалы, аморфизированные керамические нанопорошки, лазерный и магнетронный синтез, взрывная обработка и СВС-синтез композиционных керамических порошков. Автор более 350 научных работ, две монографии, два учебных пособия, имеет свыше 100 авторских свидетельств и патентов, им подготовлены 11 кандидатов наук, награжден золотой медалью ВДНХ СССР (1982).

Федор Иванович Пантелеенко (1950) – член-корреспондент НАН Беларуси (2004), доктор технических наук (1992), профессор, заслуженный деятель науки Республики Беларусь (2011), с 2006 по 2009 г. – заведующий кафедрой, первый проректор БНТУ (2008–2016). С 2016 по 2024 г. – заведующий кафедрой. Научные направления – материаловедение порошковых керамических и композиционных материалов, защитные покрытия, наплавка, сварка, трибология, неразрушающий контроль и диагностика материалов. Является автором более 600 научных работ, в том числе 18 монографий, двух справочников и 11 учебных пособий, имеет более 80 авторских свидетельств и патентов, подготовлены один доктор и 18 кандидатов наук, награжден орденом «Знак Почета» (1986), медалью «За заслуги» (1995).

За 65 лет по специальности «Композиционные и порошковые материалы, покрытия» кафедрой выпущено более 750 инженеров-металлургов, в том числе 41 с отличием: из выпускников двое защитили докторские диссертации, восемь – кандидатские.

По специальности «Оборудование и технология сварочного производства» с 1997 г. выпущено более 800 инженеров-сварщиков, в том числе 12 с отличием. Из выпускников четверо защитили кандидатские диссертации.

За период существования кафедры 10 сотрудников защитили докторские диссертации, свыше 120 аспирантов и соискателей получили степени кандидатов технических наук.

В настоящее время на кафедре трудятся 13 человек, из них один заведующий кафедрой, два профессора, в том числе член-корреспондент НАН Беларуси, пять доцентов, три старших преподавателя, один ассистент, один преподаватель-стажер.

КАФЕДРА «ОХРАНА ТРУДА» (МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ)

Кафедра «Охрана труда» – одно из ведущих структурных подразделений Белорусского национального технического университета и Республики Беларусь, осуществляющим образовательную и научную деятельность в области охраны труда.

На кафедре создана необходимая учебно-методическая база для успешного осуществления учебного процесса. Самыми знаковыми достижениями за последние годы стали изданные и внедренные в учебный процесс восемь учебников и 15 учебных пособий с грифом Министерства образования Республики Беларусь, в которых учтены положения действующих в настоящее время нормативных, законодательных и других документов.

За 50 лет трудового стажа в БПИ-БГПА-БНТУ активную научно-педагогическую и издательскую деятельность ведет Александр Михайлович Лазаренков. До марта 2024 г. заведующий кафедрой, а настоящее время – профессор кафедры, который с 1994 г. является действительным членом (академиком) и членом президиума Международной академии наук экологии и безопасности жизнедеятельности (Россия, г. С.-Петербург), объединяющей ученых России, Беларуси, Украины, Армении, Азербайджана, стран Прибалтики, Болгарии.

Одно из направлений тематики кафедры – литейное производство, работники которого подвергаются воздействию значительного количества опасных и вредных производственных факторов.

Актуальной задачей является подготовка специалистов по охране труда в Республике Беларусь. Преподаватели кафедры привлекаются «Республиканским институтом повышения квалификации и переподготовки работников» Министерства труда и социальной защиты и Международным университетом «МИТСО» Федерации профсоюзов Беларуси для проведения занятий со слушателями, которые получают вторую специальность – инженера по охране труда. В целях успешной реализации договора о сотрудничестве между Белорусским национальным техническим университетом и ГПО «Минскстрой» планируется открытие на базе Центра охраны труда ГПО «Минскстрой» филиала кафедры «Охрана труда» механико-технологического факультета БНТУ.

За свою 60-летнюю историю кафедра прошла долгий путь развития и модернизации. В настоящее время на кафедре работает творческий коллектив преподавателей. За последние пять лет, согласно доступной информации, научный вклад в подготовку специалистов в области охраны труда внесли Александр Михайлович Лазаренков и Юрий Николаевич Фасевич, которые разрабатывают и обновляют образовательные программы, законодательство и нормативные требования, а также проводят исследования в сфере безопасности труда. Научные разработки в области охраны труда становятся основой для совершенствования законодательной и нормативно-правовой базы, что напрямую влияет на содержание обучения и требования к специалистам для технической отрасли Республики Беларусь.

С юбилеем!

Станислав Николаевич Жизняков

(к 90-летию со дня рождения)

13 октября 2025 года исполнилось 90 лет Станиславу Николаевичу Жизнякову – известному ученому в области сварочного производства, кандидату технических наук, профессору кафедры «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» Белорусского национального технического университета.



После окончания Московского авиационно-технологического института по специальности «Оборудование и технология сварочного производства» он работал на предприятиях авиационной промышленности и Минмонтажспецстроя ССР.

Станислав Николаевич является разработчиком свариваемого теплопрочного материала из спеченной алюминиевой пудры (САП), электродов марок МР3 (в соавторстве), МР4, ОЗС-4И, СК2-50, ОЗС-33 и др. нормативных документов (ОСТ36-60-81 на монтажную сварку строительных конструкций гармонизированных с международными стандартами, Правил аттестации сварщиков Республики Беларусь (1994 г.), автором многих научно-технических публикаций, патентов, изобретений). Среди его наиболее значимых и наиболее высоко оцененных специалистами и будущими инженерами-сварщиками ряд учебных изданий, в том числе: Сварка и резка в строительстве. Учебное пособие (С. Н. Жизняков, В. И. Мельник). М.: Стройиздат, 1995. – 544 с.; Оборудование и технология сварочного производства. Методические указания к дипломному проектированию (С. Н. Жизняков, Ф. И. Пантелеенко, А. С. Снарский). Мин.: БНТУ, 2009. – 48 с.; Ручная дуговая сварка. Материалы. Оборудование. Технология (С. Н. Жизняков, З. А. Сидлин). М.: ЦТТ ИЭС им. Е. О. Патона, 2007. – 360 с.

В полной мере талант ученого-педагога С.Н. Жизнякова раскрылся в период его работы в качестве профессора в Полоцком государственном университете, а затем в Белорусском национальном техническом университете при чтении лекций и проведении всех иных занятий для инженеров-сварщиков Республики Беларусь в «Научно-исследовательской испытательной лаборатории сварки, родственных технологий и неразрушающего контроля», а также для студентов, будущих инженеров-сварщиков.

Один из самых весомых вкладов Станислав Николаевич внес в становление специальности «Оборудование и технология сварочного производства» в БНТУ.

Станислава Николаевича отличают интеллигентность, скромность, стремление помочь коллегам и близким, высокий профессионализм, огромное уважение всех тех, кто его знает.

Коллектив журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, друзья, коллеги, ученики сердечно поздравляют Станислава Николаевича с юбилеем и желают доброго здоровья, благополучия, неиссякаемой жизненной энергии.

Умён, красив, всегда спокоен
О нём так можем мы сказать.
И то, что многое достоин,
Он смог делами доказать.

В МАТИ московском подготовку
Он неплохую получил.
И этой первой тренировкой
Дорогу в практику открыл.

Монтаж объектов с планировкой
Обычно сваркой завершал.
И ряд задач с его сноровкой
Впервые в мире он решал.

Заслуги, премии, награды,
Но голову им не вскружить!
Тому мы очень с Вами рады,
Он педагогикой стал жить.

Минск, Новополоцк, вновь столица,
Он сварщиков в стране растит,
Мы можем смело им гордиться
За то, что делает, творит.

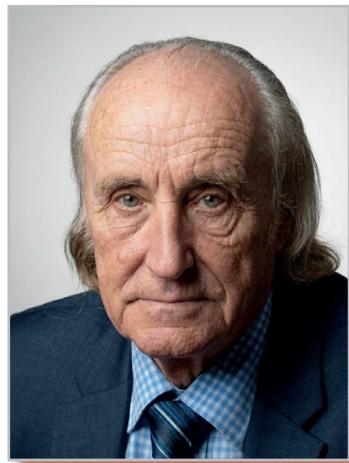
А в заключенье пожелаем
Здоровья, счастья и побед.
И с юбилеем поздравляя,
В труде успехов, многих лет.

С юбилеем!

Болеслав Мечеславович НЕМЕНЕНОК

(к 75-летию со дня рождения)

5 ноября 2025 года исполнилось 75 лет со дня рождения заведующему кафедрой «Металлургия черных и цветных сплавов» БНТУ, доктору технических наук, профессору Болеславу Мечеславовичу Немененку.



Болеслав Мечеславович родился в д.Повятье Миорского района Витебской области. После окончания в 1967 году средней школы с золотой медалью поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Литейное производство черных и цветных металлов». С третьего курса начал заниматься научно-исследовательской работой, результатом которой стал исследовательский дипломный проект. По распределению в 1972 году был направлен в распоряжение Министерства обороны СССР. Два года служил командиром усиленного танкового взвода в группе советских войск в Германии. Успехи в воинской службе отмечены четырьмя грамотами командования полка и досрочным воинским званием. После увольнения в запас в 1974 году Б.М. Немененок вернулся на родную кафедру, где начал трудовую деятельность инженером научно-исследовательского сектора, в ноябре 1975 года поступил в очную аспирантуру, а в феврале 1979 года успешно защитил кандидатскую диссертацию по специальности 05.16.04 – «Литейное производство». В декабре 1999 года Болеслав Мечеславович защитил докторскую диссертацию.

С января 2000 года и по настоящее время работает заведующим кафедрой «Металлургия черных и цветных сплавов».

За плечами Болеслава Мечеславовича бесценный жизненный опыт наставника и профессионализм, который он передает молодому поколению. Под его руководством подготовлены тысячи специалистов высшего уровня квалификации в области литейного производства и металлургии, около 20 магистров и 7 кандидатов технических наук.

Новизна технических решений представлена в 43 авторских свидетельствах и патентах на изобретения, обеспечивая научно-практический фундамент совершенствования ресурсообесерегающих технологий плавки и высокотемпературной обработки материалов.

Болеслав Мечеславович является членом редколлегии издательского совета журнала «Литейное производство» (Россия), членом редакционной коллегии журнала «Литье и металлургия» (Беларусь), заместителем главного редактора Республиканского межведомственного сборника трудов «Металлургия».

За добросовестную работу Болеслав Мечеславович Немененок награжден почетными грамотами Национальной академии наук Беларусь и Белорусского национального технического университета, Министерства промышленности, нагрудным знаком «Отличник образования Республики Беларусь», персональной надбавкой Президента Республики Беларусь за значительный вклад в развитие высшего образования.

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литьевщиков и металлургов Республики Беларусь, ученики и коллеги по работе горячо и сердечно поздравляют Болеслава Мечеславовича Немененка с юбилеем и желают крепкого здоровья, счастья и многих лет успешной творческой деятельности.

С юбилеем!

Анатолий Григорьевич Слуцкий

(к 75-летию со дня рождения)

22 ноября исполнилось 75 лет Анатолию Григорьевичу Слуцкому – кандидату технических наук, доценту кафедры «Металлургия черных и цветных сплавов» Белорусского национального технического университета.

А. Г. Слуцкий родился в д. Казаковцы Мостовского района Гродненской области. С 1966 по 1970 год учился в Минском автомеханическом техникуме, после окончания которого поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Литейное производство черных и цветных металлов».

В 1979 году поступил в заочную аспирантуру по специальности 05.16.04 – «Литейное производство» и в 1983 году защитил диссертацию на тему «Разработка экономичной технологии плавки низколегированных серых чугунов для автотракторных отливок». В 1984 году за создание эффективных технологических процессов массового производства автотракторных отливок повышенной эксплуатационной надежности в составе авторского коллектива был удостоен премии Ленинского комсомола Белоруссии. В 1986 году А. Г. Слуцкому присвоено ученое звание старшего научного сотрудника.

С 1988 по 1992 год работал заведующим сектором ОНИЛОГАЗ, потом старшим и ведущим научным сотрудником отраслевой научно-исследовательской лаборатории «Прогрессивные процессы плавки высокопрочного чугуна». С 1995 по 2016 год являлся заместителем декана механико-технологического факультета по научной работе и в 1999 году возглавил научно-исследовательскую лабораторию «Металлургия сплавов и литейные технологии».

С 2001 года работает доцентом кафедры. Научные интересы А. Г. Слуцкого связаны с разработкой составов, технологий получения экономнолегированных литейных сплавов, где в качестве легирующих материалов используются отходы производства. По результатам исследований им опубликовано 195 научных работ, в том числе одна монография, получено 55 авторских свидетельств и патентов, пять из которых внедрены в производство.

В настоящее время А. Г. Слуцкий проводит занятия по учебным дисциплинам «Теория металлургических процессов», «Производство отливок из сплавов на основе железа», «Специальные процессы электроплавки», «Технология литейного производства», руководит дипломным проектированием и производственными практиками, является куратором учебной группы. Основную педагогическую работу совмещает с активной научно-исследовательской деятельностью, руководит хозяйственными договорами, является руководителем и исполнителем ряда заданий ГПНИИ, научным руководителем соискателя, подготовил более 10 магистрантов.

В 2018 году студенческому научно-исследовательскому бюро «Сплав», возглавляемому доцентом А. Г. Слуцким и завоевавшему общественное признание перспективными разработками, по решению Президента Республики Беларусь была оказана финансовая поддержка для приобретения научно-исследовательского оборудования.

За добросовестную работу А. Г. Слуцкий награжден несколькими Почетными грамотами БНТУ и Почетной грамотой профсоюзного комитета БНТУ.

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов РБ, коллеги и друзья кафедры «Металлургия черных и цветных сплавов» от всей души поздравляют Анатолия Григорьевича с юбилеем и желают крепкого здоровья, счастья, долгих лет жизни и новых успехов в подготовке специалистов для литейного и металлургического производств!





<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-19-22>
УДК 621.745.35

Поступила 19.06.2025
Received 19.06.2025

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,
г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24.

В. Ю. СТЕЦЕНКО, А. В. СТЕЦЕНКО, г. Могилев, Беларусь. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Основными структурными элементами расплавов никель-хромовых, никель-алюминиевых, никель-титановых сплавов являются элементарные нанокристаллы никеля, хрома, алюминия, титана и их свободные атомы. Основными кристаллизующимися фазами никелевых сплавов являются микрокристаллы α - и γ -фаз. Процесс кристаллизации никелевых сплавовnanoструктурный. Сначала из элементарных нанокристаллов и свободных атомов образуются структурообразующие нанокристаллы. Затем из них формируются центры кристаллизации. Из этих центров, структурообразующих нанокристаллов и свободных атомов образуются микрокристаллы никелевых сплавов.

Ключевые слова. Никелевые сплавы, кристаллизация, нанокристаллы, центры кристаллизации, свободные атомы, расплав.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Кристаллизация никелевых сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 19–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-19-22>.

CRYSTALLIZATION OF NICKEL ALLOYS

E. I. MARUKOVICH, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str.
V. Yu. STETSENKO, A. V. STETSENKO, Mogilev, Belarus. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

The main structural elements of melts of nickel-chromium, nickel-aluminum, nickel-titanium alloys are elementary nanocrystals of nickel, chromium, aluminum, titanium and their free atoms. The main crystallizing phases of nickel alloys are α -phase and γ -phase microcrystals. The crystallization process of nickel alloys is nanostructured. First, structure-forming nanocrystals are formed from elementary nanocrystals and free atoms. Then crystallization centers are formed from them. From these centers, structure-forming nanocrystals and free atoms, microcrystals of nickel alloys are formed.

Keywords. Nickel alloys, crystallization, nanocrystals, crystallization centers, free atoms, melt.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Crystallization of nickel alloys. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 19–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-19-22>.

Среди никелевых сплавов наибольшее промышленное применение получили никель-хромовые сплавы (НХС), никель-алюминиевые сплавы (НАС) и никель-титановые сплавы (НТС) [1].

Основными структурными составляющими при кристаллизации промышленных НХС являются первичные микрокристаллы γ -фазы ($\gamma_{\text{мк1}}$); эвтектика, состоящая из микрокристаллов γ -фазы ($\gamma_{\text{мк2}}$) и α -фазы ($\alpha_{\text{мк1}}$); первичные микрокристаллы α -фазы ($\alpha_{\text{мк2}}$) [1].

Основными элементами, влияющими на кристаллизацию НХС, являются никель и хром. НХС можно получить, растворив в жидком никеле хром.

Теплота плавления никеля составляет 17,5 кДж/моль, а теплота его атомизации – 424,5 кДж/моль [2]. Поэтому при плавлении никеля атомизируются только 4,1% его ионов, а микрокристаллы никеля распадаются на его элементарные нанокристаллы [3].

Теплота плавления хрома составляет 13,8 кДж/моль, а теплота его атомизации – 397,2 кДж/моль [2]. Поэтому при плавлении (растворении в жидком никеле) хрома атомизируются только 3,5% его ионов, а микрокристаллы хрома распадаются на его элементарные нанокристаллы [3].

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки НХС $\gamma_{\text{мк1}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы никеля ($\text{Ni}_{\text{эн1}}$) и хрома ($\text{Cr}_{\text{эн1}}$), свободные атомы никеля ($\text{Ni}_{\text{а1}}$) и хрома ($\text{Cr}_{\text{а1}}$) [3].

Процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк1}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{чн1}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\gamma_{\text{цк1}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк1}}$ реакцией:



Согласноnanoструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки HXC $\gamma_{\text{мк2}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы никеля ($\text{Ni}_{\text{эн2}}$) и хрома ($\text{Cr}_{\text{эн2}}$), свободные атомы никеля (Ni_{a2}) и хрома (Cr_{a2}) [3].

Процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк2}}$ является nanoструктурным и происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{чн2}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк2}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк2}}$ реакцией:



Согласно nanoструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки HXC $\alpha_{\text{мк1}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы никеля ($\text{Ni}_{\text{эн3}}$) и хрома ($\text{Cr}_{\text{эн3}}$), свободные атомы никеля (Ni_{a3}) и хрома (Cr_{a3}) [3].

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{мк1}}$ является nanoструктурным и происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{чн1}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк1}}$):

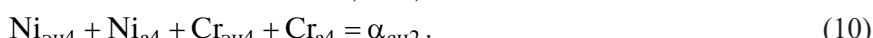


Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{мк1}}$ реакцией:



Согласно nanoструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки HXC $\alpha_{\text{мк2}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы никеля ($\text{Ni}_{\text{эн4}}$) и хрома ($\text{Cr}_{\text{эн4}}$), свободные атомы никеля (Ni_{a4}) и хрома (Cr_{a4}) [3].

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{мк2}}$ является nanoструктурным и происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{чн2}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк2}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{мк2}}$ реакцией:



На кристаллизацию $\gamma_{\text{мк1}}$ HXC большое влияние будут оказывать атомы водорода и кислорода. Атомарный водород образуется при взаимодействии паров воды атмосферного воздуха с элементарными нанокристаллами никеля расплавов HXC [4]. Атомы водорода адсорбируются элементарными нанокристаллами никеля, поскольку стандартная теплота адсорбции атомарного водорода на никеле составляет 141 кДж/моль [5]. При этом в расплавах HXC не образуется гидрид никеля [6].

Атомарный водород находится в расплавах HXC в адсорбированном и свободном (растворенном) состояниях. Между адсорбированным водородом $\{\text{H}\}$ и растворенным в расплавах HXC устанавливается равновесие по закону Генри согласно следующему уравнению [7]:



где k_1 – константа Генри.

Атомарный кислород образуется при взаимодействии атмосферных молекул кислорода с элементарными нанокристаллами никеля расплавов HXC [4]. Атомы кислорода адсорбируются элементарными

нанокристаллами никеля, поскольку стандартная теплота адсорбции атомарного кислорода на никеле составляет 462 кДж/моль [5]. Эта величина превышает стандартную теплоту образования NiO [8].

Атомарный кислород находится в расплавах НХС в адсорбированном и свободном (растворенном) состояниях. Между адсорбированным кислородом $\{\text{O}\}$ и растворенным в расплавах НХС устанавливается равновесие по закону Генри согласно следующему уравнению [7]:

$$\{\text{O}\} = k_2 [\text{O}], \quad (14)$$

где k_2 – константа Генри.

В НХС содержится достаточное количество нанокристаллов и атомов хрома, которые являются хорошими растворителями. Они снижают в расплавах НХС концентрацию растворенного кислорода, что, согласно уравнению (14), уменьшает концентрацию адсорбированного кислорода. Это снижает поверхностную активность атомов кислорода на элементарных нанокристаллах никеля и делает ее сравнимой с поверхностной активностью атомов водорода в расплавах НХС.

Атомы водорода и кислорода, адсорбируясь на элементарных нанокристаллах никеля, препятствуют образованию $\gamma_{\text{пп1}}$ при кристаллизации НХС, что приводит к укрупнению зерен в отливках. Для модификации первичной структуры НХС необходимо уменьшить в их расплавах концентрацию адсорбированных атомов кислорода и водорода.

Модифицирующие элементы являются активными раскислителями и гидриообразователями [5, 8]. В расплавах НХС они не образуют гидридов [6]. Но продукты модификации, в основном оксиды, являются активными адсорбентами растворенного водорода, снижающими его концентрацию и, согласно уравнению (13), уменьшающими концентрацию адсорбированного водорода.

Основными структурными составляющими при кристаллизации промышленных НАС являются первичные микрокристаллы γ -фазы ($\gamma_{\text{мк3}}$) [1].

Основными элементами, влияющими на кристаллизацию НАС, являются никель и алюминий. НАС можно получить, растворив в жидким никеле алюминий.

Теплота плавления алюминия составляет 10,8 кДж/моль, а теплота его атомизации равна 325,1 кДж/моль [2]. Поэтому при плавлении (растворении в жидким никеле) алюминия атомизируются только 3,3% его ионов, а микрокристаллы алюминия распадаются на его элементарные нанокристаллы [3].

Согласноnanoструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки НАС $\gamma_{\text{мк3}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы никеля ($\text{Ni}_{\text{эн5}}$) и алюминия ($\text{Al}_{\text{эн}}$), свободные атомы никеля ($\text{Ni}_{\text{а5}}$) и алюминия ($\text{Al}_{\text{а}}$) [3].

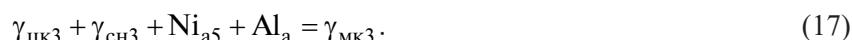
Процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк3}}$ является nanoструктурным и происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{чн3}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\gamma_{\text{пп3}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк3}}$ реакцией:



Основными структурными составляющими при кристаллизации промышленных НТС являются первичные микрокристаллы γ -фазы ($\gamma_{\text{мк4}}$) [1].

Основными элементами, влияющими на кристаллизацию НТС, являются никель и титан. НТС можно получить, растворив в жидким никеле титан.

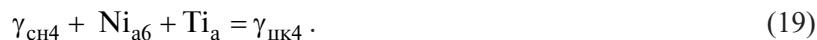
Теплота плавления титана составляет 17,2 кДж/моль, а теплота его атомизации – 471,8 кДж/моль [2]. Поэтому при плавлении (растворении в жидким никеле) титана атомизируются только 3,7% его ионов, а микрокристаллы титана распадаются на его элементарные нанокристаллы [3].

Согласно nanoструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки НТС $\gamma_{\text{мк4}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы никеля ($\text{Ni}_{\text{эн6}}$) и титана ($\text{Ti}_{\text{эн}}$), свободные атомы никеля ($\text{Ni}_{\text{а6}}$) и титана ($\text{Ti}_{\text{а}}$) [3].

Процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк4}}$ является nanoструктурным и происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{чн4}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\gamma_{\text{пп4}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\gamma_{\text{пп4}}$ реакцией:



Таким образом, кристаллизация никелевых сплавов являетсяnanoструктурным процессом, в котором основную роль играют элементарные нанокристаллы хрома, никеля, алюминия, титана и структурообразующие нанокристаллы α - и γ -фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник для вузов / А. В. Курдюмов [и др.]. – М.: Изд. дом МИСиС, 2011. – 615 с.
2. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.
3. **Маркович, Е. И.** Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Маркович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
4. Кристаллизация металлов и сплавов: моногр. / Е. И. Маркович [и др.]. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2025. – 192 с.
5. Константы взаимодействия металлов с газами: справ. / под ред. Б. А. Колачева, Ю. В. Левинского. – М.: Металлургия, 1987. – 368 с.
6. **Антонова, М. М.** Свойства гидридов металлов: справ. / М. М. Антонова. – Киев: Наукова думка, 1975. – 128 с.
7. **Жуховицкий, А. А.** Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.
8. Физико-химические свойства окислов: справ. / под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.

REFERENCES

1. **Kurdyumov A.V.** [et al.] *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov: uchebnik dlya vuzov* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook for universities]. Moscow, Izd. dom MISiS Publ., 2011, 615 p.
2. *Svojstva elementov. Ch. 1. Fizicheskie svojstva: sprav.* [Properties of elements. Part 1. Physical properties: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
3. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu.** Nanostruktururnaya teoriya metallicheskikh rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. 2020, no. 3, pp. 7–9.
4. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Nikitin K.V., Stetsenko A.V.** *Kristallizaciya metallov i splavov: monogr.* [Crystallization of metals and alloys: monograph]. Samara: Samar. state technical un-ty Publ., 2025, 192 p.
5. **Kolachev B.A., Levinsky Yu. V.** (ed.) *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami: sprav.* [Constants of interaction of metals with gases: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.
6. **Antonova M.M.** *Svojstva gidridov metallov: sprav.* [Properties of metal hydrides: reference book]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1975, 128 p.
7. **Zhuhovickij A.A., Shvareman L.A.** *Fizicheskaya himiya* [Physical Chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.
8. **Samsonov G.V.** (ed.) *Fiziko-himicheskie svojstva okislov: sprav.* [Physicochemical properties of oxides: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 472 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-23-27>
УДК 669.168

Поступила 01.10.2025
Received 01.10.2025

МЕТОДИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИГОДНОСТИ ДИСПЕРСНЫХ ОКСИДОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ НЕФТЕХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ, ДЛЯ ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛЕЙ

С. Л. РИМОШЕВСКИЙ, Д. Э. ИВАНОВ, Д. А. ПРОКОПЧУК, Д. М. ГОЛУБ,
ОАО «БЕЛНИИЛIT», г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28. E-mail: golub_dmitry@inbox.ru

В работе, выполненной в научной лаборатории ОАО «БЕЛНИИЛIT», исследуется возможность применения отработанных катализаторов нефтехимических предприятий РБ в качестве носителей легирующих элементов при выплавке экономнолегированных сталей. Проведенный химический анализ показал значительное содержание в катализаторах ванадия, молибдена, никеля, кобальта и вольфрама. Обоснована необходимость предварительной обработки сырья для удаления влаги и нейтрализации вредных примесей с целью реализации совмещенной ресурсосберегающей технологии.

Ключевые слова. Металлургия, термодинамика, плавка, модифицирование, расплав, импортозамещение, катализаторы, ферросплавы, утилизация, лигатура, свойства, сталь, сплав, наука, исследование, технология, переработка, вторичные, материал, ресурсосбережение, восстановление, оксиды, экология, цветной, металл, Ni, V, Mo, никель, ванадий, молибден.

Для цитирования. Римошевский, С.Л. Методические подходы определения пригодности дисперсных оксидов цветных металлов, образующихся на предприятиях нефтехимической промышленности, для легирования сталей / С.Л. Римошевский, Д.Э. Иванов, Д.А. Прокопчук, Д.М. Голуб // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 23–27. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-23-27>.

METHODOLOGICAL APPROACHES TO DETERMINING THE SUITABILITY OF DISPERSED NON-FERROUS METAL OXIDES GENERATED AT PETROCHEMICAL PLANTS FOR STEEL ALLOYING

S. L. RIMOSHEVSKY, D. E. IVANOV, D. A. PROKOPCHUK, D. M. GOLUB,
OJSC "BELNIILIT", Minsk, Belarus, 28, Mashinostroiteley Str. E-mail: golub_dmitry@inbox.ru

A study conducted at the scientific laboratory of OJSC BELNIILIT examines the feasibility of using spent catalysts from petrochemical plants in the Republic of Belarus as alloying element carriers in the smelting of economically alloyed steels. Chemical analysis revealed significant levels of vanadium, molybdenum, nickel, cobalt, and tungsten in the catalysts. The need for pre-treatment of the raw materials to remove moisture and neutralize harmful impurities is substantiated for the implementation of a combined resource-saving technology.

Keywords. Metallurgy, thermodynamics, smelting, modification, melt, import substitution, catalysts, ferroalloys, recycling, master alloy, properties, steel, alloy, science, research, technology, processing, secondary, material, resource conservation, recovery, oxides, ecology, non-ferrous, metal, Ni, V, Mo, nickel, vanadium, molybdenum.

For citation. Rimoshevsky S. L., Ivanov D. E., Prokopchuk D. A., Golub D. M. Methodological approaches to determining the suitability of dispersed non-ferrous metal oxides generated at petrochemical plants for steel alloying. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 23–27. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-23-27>.

Железоуглеродистые сплавы являются наиболее распространенными конструкционными материалами и составляют основу всех современных машин и механизмов. В связи с возрастающими требованиями к надежности, повышением удельной энергонасыщенности и одновременным снижением их материоемкости ужесточаются и повышаются требования к эксплуатационным характеристикам сталей. Варьирование содержания легирующих компонентов (молибден, никель, кобальт, ванадий, вольфрам) позволяет получить определенные технологические и служебные свойства железоуглеродистых сплавов в результате комплексных изменений в соотношении структурных составляющих сплавов в литом и термообработанном состояниях. Одним из наиболее эффективных методов комплексного улучшения

эксплуатационных характеристик железоуглеродистых сплавов за счет одновременного воздействия на внутреннее строение и свойства фаз, их соотношение, является экономное легирование расплава такими цветными металлами, как ванадий, никель, молибден, кобальт, вольфрам. Это позволяет значительно повышать свойства железоуглеродистых сплавов.

Вместе с тем, несмотря на явные преимущества этого направления (совершенствование качества выпускаемой металлопродукции), расширение объемов производства экономнолегированных сталей сдерживается экономическими и ресурсными факторами, роль которых особенно возросла в последние годы для машиностроения Республики Беларусь.

С другой стороны, потребителями отмеченных элементов являются не только металлургия и литейное производство, но и другие области техники и технологии, например, химия и нефтехимия, электроника и электротехника. Причем в ряде случаев V, W, Ni, Co и Mo служат только для промежуточных целей и не входят в состав производимой продукции. Например, катализаторы, содержащие Ni, V и Mo, используются в различных химических технологиях на химических предприятиях, однако в состав выпускаемой продукции не входят. Поскольку различные отрасли постоянно потребляют ценные металлы, а в их продукции они не содержатся, то можно предположить, что с течением времени эти элементы поступают в экологически небезопасные отвалы.

Авторы настоящей статьи выполнили анализ потребления V, W, Ni, Co, Mo и других металлов в различных производствах Республики Беларусь, что позволило выявить ряд материалов, содержащих перспективные для легирования сталей элементы. Безусловно, по физическим и металлургическим свойствам эти материалы существенно отличаются от традиционных ферросплавов, лигатур и чистых металлов, применяемых для легирования чугунов и сталей. Как правило, в них цветные металлы находятся в связанном с кислородом и серой состоянии (оксиды и сульфиды). Они имеют дисперсный фракционный состав и содержат определенное количество посторонних инертных, а иногда и вредных примесей. Все перечисленные выше факторы, безусловно, не могут не сказываться на усложнении технологии плавки Fe-C-сплавов, но, по мнению авторов, разработка новых технологических процессов металлургического передела с использованием вторичных ресурсов и полупродуктов смежных производств весьма перспективное направление. Термин «экономное легирование» [1] означает, что данный технологический процесс должен отвечать не только критериям оптимальности и достаточности уровня легирования при соблюдении условий экологической безопасности, но также условию минимизации материальных и финансовых издержек при его реализации в реальном производстве.

В работах, выполняемых в ОАО «БЕЛНИИЛИТ», показана возможность реализации совмещенных технологий выплавки и восстановления цветных металлов из оксидов. Углерод, кремний, а в ряде случаев и марганец, находящийся в железоуглеродистых расплавах, способны достаточно глубоко и полно восстанавливать оксиды цветных металлов, присутствующие в шлаке. Это позволяет использовать для легирования более дешевые и доступные материалы (полупродукты смежных производств).

Рассматривая технологические возможности различных металлургических агрегатов, применяемых при выплавке сталей, для реализации современных технологий получения экономнолегированных сплавов, предлагающих извлечение легирующих элементов из оксидных и сульфидных материалов, следует отдать предпочтение электродуговым печам. В них благодаря активности высокотемпературного шлака можно наиболее полно реализовать потенциальные термодинамические возможности восстановления легирующих элементов, находящихся в связанной форме [2].

Специалистами ОАО «БЕЛНИИЛИТ» рассматриваются вопросы реализации совмешенной ресурсосберегающей технологии выплавки экономнолегированных сталей с использованием вместо ферросплавов и чистых цветных металлов материалов, содержащих оксиды и сульфиды цветных металлов. Химический анализ оксидов и сульфидов цветных металлов (содержащихся в составе отработанных катализаторов), применяемых рядом предприятий нефтехимической промышленности Республики Беларусь, выявил ряд перспективных материалов для использования их в металлургическом и литейном производствах в качестве носителей ценных легирующих элементов. Отработанные катализаторы содержат в своем составе до 15 % ванадия, 8–12 % молибдена, 4–12 % никеля, 4–8 % кобальта, до 23 % вольфрама в виде оксидов либо сульфидов, а также некоторое количество инертных и вредных примесей – влаги, серы, кислотных и щелочных остатков. В связи с вышесказанным отработанные катализаторы перед использованием их в качестве носителей элементов цветных металлов при выплавке экономнолегированных сталей должны подвергаться предварительной обработке, целью которой является нейтрализация вредных примесей, удаление влаги.

Цветные металлы содержатся в отработанных катализаторах, как правило, в связанном с кислородом и серой состоянии и традиционные схемы их переработки требуют реализации сложных многостадийных технологий извлечения. При этом чем ниже концентрация цветных металлов, тем сложнее их извлекать.

С другой стороны, общие термодинамические принципы, положенные в основу совмещенной технологии плавки и легирования жидкой стали через шлаковую фазу, показывают, что железоуглеродистые расплавы имеют достаточно высокую восстановительную способность за счет реакций углерода расплыва с оксидами и сульфидами цветных металлов, находящихся в шлаке.

Прежде чем приступить к анализу этих сложных процессов, целесообразно вначале рассмотреть термодинамические аспекты протекания отдельных реакций с наиболее важными потенциальными восстановителями, к которым относятся углерод, кремний, марганец. Методический подход к расчету заключается в следующем. По справочным термодинамическим данным определяют ΔG^0 реакций взаимодействия чистых компонентов R с газообразным кислородом. Реальные железоуглеродистые расплавы существенно отличаются от идеальных, поэтому в расчетах необходимо учитывать ΔG^0 реакций перехода чистых компонентов в 1%-ный раствор в железе, т.е. реакцию $R_{ж} = [R]^{Fe}_{1\%}$ [3]. Однако реальные сплавы содержат значительные концентрации основных компонентов, термодинамические свойства которых в растворе отличаются от идеальных, подчиняющихся закону Гиббса. Поэтому отклонение от идеальности оценивают с помощью аппарата параметров взаимодействия первого и второго порядка.

Активность компонентов

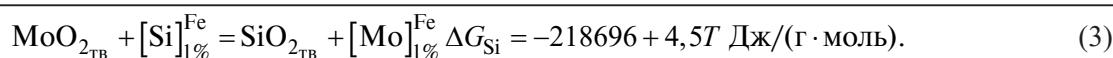
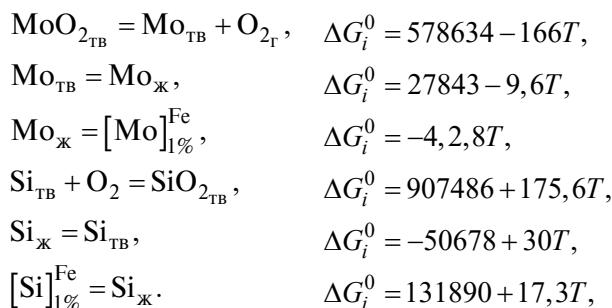
$$a_R = f_R[R]. \quad (1)$$

Здесь коэффициент активности f_R определяется с помощью параметров взаимодействия первого (e_R^i) и второго (r_R^i) порядка:

$$\lg f_R = \sum e_R^i [\%i] - \sum r_R^i [\%i]^2. \quad (2)$$

При выполнении расчетов необходимо учитывать фазовые переходы типа $R_{TB} = R_{ж}$ по справочным данным, полученным с использованием значений теплоты и температуры плавления.

В качестве примера показана последовательность расчета реакции взаимодействия оксидов молибдена, находившихся в шлаковой фазе, с кремнием в железоуглеродистом расплаве:



Константа равновесия данной реакции определяется из выражения:

$$\Delta G = -RT \ln K, \quad (4)$$

$$\ln K = \lg \frac{a_{(SiO_2)} a_{[Mo]} }{a_{(MoO_2)} a_{[Si]}}.$$

Результаты расчетов ΔG и $\lg K$ реакций оксидов легирующих элементов с углеродом, кремнием в сплавах на основе железа показывают, что углерод и кремний, находящиеся в Fe-C-сплавах, имеют достаточно высокую реакционную способность к ряду оксидов.

Так, при реальных температурах плавки чугунов и сталеплавильных процессов ΔG в расчете на 1 г-атом восстановителя существенно менее нуля для оксидов Ni, Co, W и Mo. Ряд легирующих элементов, например V , в зависимости от температуры процесса может иметь значения ΔG_0 с изменяющимся знаком, что свидетельствует о необходимости достаточного перегрева расплава для создания термодинамических условий восстановления легирующих элементов из шлаковой фазы [4].

Количественной характеристикой расчетной степени восстановления при плавке Fe-C-сплавов может быть равновесный коэффициент распределения легирующих элементов между шлаком и металлическим расплавом. Его определяют при преобразовании выражения константы равновесия соответствующей реакции. Например, для бинарных сплавов Fe-C

$$K_C = \frac{a_{[R]} P_{(\text{CO})}^{n/m}}{a_{(R_mO_n)} a_{[\text{C}]}^{n/m}}. \quad (5)$$

Отсюда можно найти коэффициент распределения легирующих элементов между шлаком и металлическим расплавом по реакции с углеродом (L_C):

$$L_C = \frac{a_{(R_mO_n)}}{a_{[R]}} = \frac{1}{K_C a_{[\text{C}]}^{n/m}}. \quad (6)$$

Аналогично рассчитывается коэффициент распределения по реакции с кремнием (L_{Si}):

$$L_{\text{Si}} = \frac{1}{K_{\text{Si}} a_{[\text{Si}]}^{n/m}}.$$

Полученные коэффициенты распределения легирующих элементов показывают, что углерод и кремний способны практически полностью восстановить Ni, Cu, Mo, Co и W, для которых L_C и $L_{\text{Si}} \ll 1$, что обеспечивается близкими к нулю остаточными концентрациями оксидов этих легирующих элементов в шлаке и полным переходом в расплавы.

При введении ряда оксидов цветных металлов в шлак, контактирующий с Fe-C-расплавом, могут активно протекать реакции их восстановления, преимущественный характер которых определяется составом сплава и температурой обработки. Низкие коэффициенты распределения легирующих элементов между шлаком и металлическим расплавом для Ni, Co, W, Mo и V соответствуют почти 100%-ной степени их извлечения. Однако на практике этого достичь не удается. Значительно более низкие экспериментальные степени восстановления, чем расчетные по реакциям с C и Si, находящимися в расплаве, свидетельствуют о наличии лимитирующих факторов. Помимо кинетических условий, рассмотренных выше, с точки зрения термодинамики глубину восстановления определяет реакция окисления легирующих элементов из металлического расплава оксидами железа, находящимися в шлаке при открытой по кислороду плавке. Так, содержание FeO в шлаке составляет при электродуговой плавке стали 5–10%, индукционной – 5–20% [5].

При реальной активности оксидов железа в шлаках расчетные значения коэффициента распределения меньше, что соответствует большим остаточным концентрациям оксидов легирующих элементов в шлаке. Если для легко восстанавливаемых оксидов (RO), например, Mo, Ni, это не играет существенной роли, поскольку $\frac{a_{(Ro)}}{a_{[Re]}} \leq 1$, то при легировании V степень извлечения сильно зависит не только от температуры процесса, но и от активности оксида железа в шлаке.

Повышение температуры процесса и снижение активности (FeO) за счет создания либо наличия естественно восстановительной среды при плавке способствует увеличению степени усвоения легирующих элементов.

Эффективность (степень извлечения легирующих элементов) совмещенных технологий в большей степени определяется процессами растворения и взаимодействия оксидных систем с реальными шлаками и металлическими расплавами. Гетерогенные процессы растворения оксидов металлов в железоуглеродистых расплавах и жидких металлургических шлаках протекают в несколько этапов: подвод реагента к поверхности раздела фаз, скорость которого определяется конвекцией, разрушение кристаллической решетки адсорбция и десорбция частиц, отвод реагентов от поверхности взаимодействия. Повышение температуры процесса, увеличение концентрации оксидов металлов, снижение активности FeO в металлометаллическом шлаке способствуют увеличению степени восстановления всех без исключения элементов (Ni, Mo, Co, W и V).

Термодинамический анализ реакций, протекающих между основными компонентами железоуглеродистых сплавов и оксидами цветных металлов, содержащихся в шлаке, показал возможность достаточно полного извлечения Ni, Mo, Co, W и V при любых реальных условиях плавки. Для повышения степени извлечения легирующих элементов необходимо выполнить ряд технологических условий: создать

благоприятные условия ввода оксидов цветных металлов в металлургические шлаки и металлический расплав, а также условия для более полного протекания самого процесса восстановления – сочетание высоких температур процесса с низкой активностью оксидов железа в шлаке.

В ОАО «БЕЛНИИЛИТ» проводятся исследования по переработке отработанных катализаторов для получения новой продукции в виде комплексных лигатур, одновременно содержащих ванадий, молибден и никель, используемых в качестве альтернативного аналога ферросплавов. Целью научной работы является разработка концепции и состава оборудования для экологически безопасной технологии удаления из них накапленной влаги, кокса, серы, фосфора, что позволит их эффективно применять для легирования сталей, обеспечивая экономически целесообразное ресурсо- и импортозамещение.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Леках, С.Н.** Экономное легирование железоуглеродистых сплавов / С. Н. Леках [и др.]. – Мин., 1996.
2. **Лопухов, Г.А.** Производство стали в дуговых печах / Г. А. Лопухов, Е. З. Кацов // Итоги науки и техники. – 1989. – Т. 19. – С. 3–88.
3. **Григорян, В.А.** Теоретические основы сталеплавильных процессов / В. А. Григорян, Л. Н. Белянчиков, А. Н. Стомахин. – М., 1979.
4. **Эллиот, Д.Ф.** Термохимия сталеплавильных процессов / Д. Ф. Эллиот, М. Глейзер, В. Рамакришна. М., 1969.
5. **Дерябин, Ю.А.** Термодинамика распределения элементов между шлаком и железоуглеродистым расплавом / Ю. А. Дерябин, Л. А. Смирнов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. – № 10. – С. 7–10.

REFERENCES

1. Lekah S.N. *Jekonomnoe legirovanie zhelezouglerodistykh splavov* [Economical alloying of iron-carbon alloys]. Minsk, 1996.
2. Lopuhov G.A., Kacov E.Z. *Proizvodstvo stali v dugovyh pechah* [Steel Production in Arc Furnaces]. *Itogi nauki i tehniki = Science and Technology Results*, 1989, vol. 19, pp. 3–88.
3. Grigorjan V.A., Beljanchikov L.N., Stomahin A.N. *Teoreticheskie osnovy staleplavil'nyh processov* [Theoretical foundations of steelmaking processes]. Moscow, 1979.
4. Jelliot Dzh.Ju, Glzer M., Ramakrishna V. *Termohimija staleplavil'nyh processov* [Thermochemistry of steelmaking processes]. Moscow, 1969.
5. Derjabin Ju.A., Smirnov L.A. *Termodinamika raspredelenija elementov mezhdu shlakom i zhelezouglerodistym rasplavom* [Thermodynamics of Element Distribution between Slag and Iron-Carbon Melt]. *Izvestija Vuzov. Chjornaja metallurgija = Izvestiya Vuzov. Ferrous Metallurgy*, 1984, no. 10, pp. 7–10.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-28-34>
УДК 658.567.1

Поступила 22.08.2025
Received 22.08.2025

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА ИЗ МЕДЕПЛАВИЛЬНЫХ ШЛАКОВ

С. Л. РОВИН, Алмалыкский филиал МИСиС, г. Алмалык, Узбекистан, пр. А. Тимура, 56.

E-mail: rovinsl@mail.ru

Ш. А. САЙДУЛЛАЕВ, АО «Алмалыкский горно-металлургический комбинат»,
г. Алмалык, Узбекистан, пр. А. Тимура, 53А

В статье представлены результаты лабораторных исследований железосодержащих отвалов, образующихся и накапливающихся в результате флотационного обогащения медеплавильных шлаков на Алмалыкском горно-металлургическом комбинате. Помимо элементного, фазового и гранулометрического состава материала исследовали возможность его твердофазного восстановления углеродом, определяли скорость восстановления при разных температурах и необходимое соотношение восстановителя и шлака, обеспечивающее полную металлизацию содержащегося в шлаке железа. Результаты исследования позволяют сделать вывод о том, что медеплавильные шлаки вполне можно рассматривать как перспективный источник железосодержащего сырья для производства metallизированных железных окатышей или брикетов для электрометаллургических предприятий, особенно в тех регионах, где нет собственных месторождений железной руды или запасы ее недостаточны.

Ключевые слова. Медеплавильные шлаки, твердофазное восстановление, фаялит, оксиды железа, графит, metallизация, восстановленное железо.

Для цитирования. Ровин, С.Л. Исследование твердофазного восстановления железа из медеплавильных шлаков / С.Л. Ровин, Ш.А. Сайдуллаев // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 28–34. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-28-34>.

STUDY OF SOLID-STATE REDUCTION OF IRON FROM COPPER SMELTING SLAGS

S. L. ROVIN, Almalyk branch of MISiS, Almalyk, Uzbekistan. Almalyk, Uzbekistan, 56, Amur Temur ave.

E-mail: rovinsl@mail.ru

Sh. A. SAYDULLAEV, JSC “Almalyk MMC”, Almalyk, Uzbekistan, 53A, Amur Temur ave.

This article presents the results of laboratory studies on iron-containing waste generated and accumulated as a result of flotation processing of copper smelting slags at the Almalyk Mining and Metallurgical Complex. In addition to analyzing the elemental, phase, and particle size composition of the material, the study explored the possibility of its solid-state reduction using carbon. The reduction rate at different temperatures and the required ratio of reductant to slag to achieve complete metallization of the iron contained in the slag were determined. The results of the study suggest that copper smelting slags can be considered a promising source of iron-containing raw material for the production of metallized iron pellets or briquettes for electric steel-making plants, especially in regions lacking their own iron ore deposits or where such resources are insufficient.

Keywords. Copper smelting slags, solid-state reduction, fayalite, iron oxides, graphite, metallization, reduced iron.

For citation. Rovin S. L., Saydullaev Sh. A. Study of solid-state reduction of iron from copper smelting slags. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 28–34. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-28-34>.

Введение

По данным Всемирной ассоциации стали (World Steel Association), мировой объем производства стали в 2024 г. составил 1,885 млрд. т, и хотя это несколько ниже рекордного 2021 г., когда было получено 1,963 млрд. т стали, но значительно (на 16%) больше, чем производилось 10 лет назад (в 2015 г. выплавлено 1,626 млрд. т) [1]. В целом же за последние 50 лет производство стали в мире увеличилось в 3 раза и, по оценкам экспертов, в ближайшее десятилетие заметного сокращения этих объемов не предвидится. При этом в отрасли ощущается нарастающий дефицит железосодержащего сырья и постоянно растет его стоимость. Особенно остро этот вопрос стоит перед электрометаллургическими комбинатами, которые из-за хронической нехватки металломолома вынуждены наращивать в металлизавалке долю первичных

шихтовых материалов, таких, как металлизированные окатыши, горячебрикетированное железо и доменный чугун. Эта ситуация, а также ужесточение экологических требований и глобальная задача по построению безотходной циркулярной (замкнутой) мировой экономики заставляют все более пристально обращать внимание на переработку и использование железосодержащих техногенных отходов.

С этой точки зрения, помимо собственных отходов, образующихся в черной металлургии (стальеплавильном и сталепрокатном производстве), большой интерес представляют шлаки медеплавильных комбинатов. По оценке специалистов с учетом нынешних объемов мирового производства меди (по данным Международной исследовательской группы по меди – International Copper Study Group, в 2023 г. произведено 26,5 млн. т рафинированной меди), ежегодно образуется около 100 млн. т медеплавильных шлаков [2]. В их составе в основном в виде фаялита и оксидов находится около 30–40% железа, а также 0,5–1,5% меди, 1,5–2,5% цинка и другие ценные компоненты, что, безусловно, делает их не только отходами, но и потенциально ценным сырьевым материалом [3–5]. В то же время их захоронение в отвалах предприятий и на промышленных полигонах оказывает чрезвычайно негативное влияние на окружающую среду: приводит к изъятию из хозяйственного оборота больших площадей, нарушению почвенного слоя, деградации природных ландшафтов, загрязнению подземных водоносных горизонтов и поверхностных водотоков тяжелыми металлами и солями [3, 6]. Сегодня медные шлаки уже частично используются в качестве добавок при производстве цементного клинкера, в качестве наполнителей и балласта, при производстве абразивных материалов, стекла, кровельных материалов, в дорожном строительстве и др. [3, 5]. Однако такое применение не может полностью решить проблему утилизации медных шлаков и приводит к потере входящих в их состав металлов, в первую очередь железа.

Методика и результаты лабораторных исследований

В представленной работе ставилась задача исследовать материалы, образующиеся в результате флотационного обогащения медеплавильных шлаков на Алмалыкском горно-металлургическом комбинате (АГМК), и оценить возможность извлечения железа из этих материалов в результате твердофазного восстановления углеродом.

Сегодня объемы образования таких шлаков на АГМК составляют около 700 тыс. т в год и, по оценкам специалистов, в отвалах комбината их скопилось уже более 13 млн. т [7]. В настоящее время на АГМК реализуется крупнейший в центральной Азии инвестиционный проект, предусматривающий строительство и ввод в эксплуатацию трех новых меднообогатительных фабрик и увеличение в 2,5 раза медеплавильных мощностей, что позволит к 2030 г. выйти на выпуск 400 тыс. т катодной меди в год. Соответственно более чем в 2 раза – до 1,5 млн. т в год увеличится образование железосодержащих флотационно обогащенных медеплавильных шлаков. Такое количество при условии эффективного извлечения из них железа позволяет рассматривать образующиеся отходы как альтернативный источник, способный внести существенный вклад в обеспечение сырьем быстро растущих объемов производства стали в Узбекистане.

Внешне исследованный материал представляет собой однородный тонкодисперсный порошок серого цвета (рис. 1). Он легко и практически полностью магнитится. Влажность материала находится в пределах 3,0–4,0%, потери при прокаливании составляют не более 0,1–0,2%, размер частиц лежит в диапазоне от 3–5 мкм до 0,1 мм, при этом остаток на сите с ячейками 0,063 мм составляет не более 10%.



Рис. 1. Образец материала из отвалов флотационного обогащения медеплавильных шлаков

Усредненное содержание основных элементов в представительной пробе материала, определенное с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра, приведено в табл. 1. Из результатов анализа видно, что основными элементами в составе медного шлака являются железо и кремний, кроме них заметное количество алюминия, кальция, магния и цинка. Значительное содержание кислорода говорит о том, что практически все элементы находятся в форме оксидов и других кислородсодержащих соединений, что подтвердил и фазовый анализ.

Таблица 1. Усредненный элементный состав медеплавильных шлаков АГМК

Содержание, мас. %												
Cu	Mo	S	Si	Al	Ca	Mg	Mn	Zn	Fe _{общ}	P	Прочие	O*
0,48	0,10	0,68	20,53	4,82	1,53	1,02	0,31	0,96	32,53	0,04	< 0,2	36,80

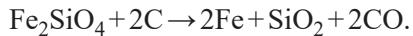
* Содержание кислорода определяли по разности.

Фазовый анализ выполняли с помощью рентгеновского дифрактометра. Он показал, что железо в медеплавильном шлаке находится в основном в виде фаялита Fe_2SiO_4 – до 80 % от общего содержания, около 15–16 % – в виде гематита Fe_2O_3 , остальное – в виде оксидов FeO , Fe_3O_4 и более сложных соединений (например, в виде пироксена $CaO \cdot FeO \cdot 2SiO_2$). Кремний, помимо того, что входит в состав фаялита, содержится также в виде SiO_2 (вторая по относительному количеству после фаялита фаза в шлаке), а также в виде силикатов кальция ($CaSiO_3$), магния (Mg_2SiO_4) и др. Кроме кислородсодержащих соединений, в составе шлака присутствуют также соединения серы, в основном сульфиды FeS , Cu_2S , CaS и некоторые другие (например, $CuFeS_2$). Относительное количество основных фаз в составе шлака приведено в табл. 2.

Таблица 2. Фазовый состав исследованной пробы медеплавильного шлака

Содержание, мас. %												
Fe_2SiO_4	SiO_2	Fe_2O_3	Fe_3O_4	$CaFeSi_2O_6$	$CaSiO_3$	$CuFeS_2$	FeS	$CaAl_2Si_2O_8$	Al_2O_3	CaO	MgO	Прочие
47,4	25,8	7,4	1,3	1,7	1,6	0,5	0,3	2,1	3,7	0,7	0,5	7,0

Исследования твердофазного восстановления медеплавильного шлака углеродом осуществляли в лабораторных условиях путем нагрева смеси шлака с графитом в алюндовых тиглях, помещенных в муфельную печь Nabertherm с регулируемым нагревом до 1600 °C. Перед восстановлением шлак просушивали до постоянной массы при температуре 110 ± 5 °C. В процессе исследования определяли скорость восстановления при различных температурах (от 800 до 1200 °C), а также оптимальное соотношение восстановителя и шлака – минимально достаточное для обеспечения полной металлизации содержащегося в шлаке железа. Навеску шлака массой ~65 г смешивали с графитом из расчета, чтобы количество углерода соответствовало стехиометрически необходимому +10 и +30 %. Для фаялита требуемое для восстановления железа количество углерода может быть определено по атомарным массам слагаемых из следующей химической реакции:



При определении требуемого количества графита учитывали также необходимость компенсации потерь углерода на газификацию и восстановление оксидов, которые могут восстанавливаться параллельно оксидам железа при тех же температурах (например, оксидов меди и цинка). Кроме того, учитывали истинное содержание углерода в графите (оно составляло 92,7%). Исходя из составов использовавшихся материалов, количество графита, добавляемого к навескам шлака, составляло 7,3 и 8,7 % соответственно. Усредненные результаты проведенных исследований приведены в табл. 3.

Процесс восстановления контролировали по убыли массы, взвешивание образцов осуществляли на аналитических весах с пределом взвешивания до 500 г и точностью определения массы ± 1 мг. Для снижения потерь на газификацию тигли во время выдержки в печи закрывали асбокартоном. На каждый режим восстановления устанавливали по две параллельные пробы. Если потери массы на двух параллельных пробах отличались более чем на 5 %, эксперимент повторяли еще на двух образцах.

Таблица 3. Усредненные результаты восстановления железа из образцов медеплавильных шлаков АГМК

Номер эксперимента	Температура, °C	Избыток углерода, %	Время, мин	Масса образца, г		Потеря массы образца		Металлизация, % (расчетное значение)
				до восстановления	после восстановления	г	%	
1	800	10	20	70,235	69,485	0,750	1,068	7,3
2	800	10	40	70,130	69,135	0,995	1,419	9,7
3	800	10	60	72,790	71,650	1,140	1,566	10,8
4	800	30	20	70,740	70,170	0,570	0,806	5,7
5	800	30	40	70,045	69,105	0,940	1,342	9,4
6	800	30	60	71,445	70,255	1,190	1,666	11,7
7	900	10	20	71,210	70,670	0,540	0,758	5,2
8	900	10	40	72,325	71,290	1,035	1,431	9,8
9	900	10	60	72,585	71,435	1,150	1,584	10,9
10	900	30	20	70,155	69,645	0,510	0,727	5,1
11	900	30	40	71,860	70,775	1,085	1,510	10,6
12	900	30	60	70,400	68,835	1,565	2,223	15,6
13	1000	10	20	71,135	69,870	1,265	1,778	12,2
14	1000	10	40	71,680	69,965	1,715	2,393	16,4
15	1000	10	60	71,065	69,270	1,795	2,526	17,4
16	1000	30	20	62,645	61,235	1,410	2,251	15,8
17.	1000	30	40	71,990	70,005	1,985	2,757	19,4
18	1000	30	60	65,785	63,835	1,950	2,964	20,8
19	1100	10	20	69,955	66,955	3,000	4,288	29,5
20	1100	10	40	70,045	65,590	4,455	6,360	43,7
21	1100	10	60	69,260	64,235	5,025	7,255	49,8
22	1100	30	20	72,935	68,625	4,310	5,909	41,5
23	1100	30	40	69,720	64,635	5,085	7,293	51,2
24	1100	30	60	69,285	63,755	5,530	7,982	56,0
25	1200	10	20	70,320	63,380	6,940	9,869	67,8
26	1200	10	40	70,360	61,650	8,710	12,379	85,0
27	1200	10	60	70,690	60,645	10,045	14,210	97,6
28	1200	20	10	74,259	69,635	4,624	6,227	43,7
29	1200	20	20	75,654	68,115	7,539	9,965	69,9
30	1200	20	40	72,462	63,464	8,998	12,418	87,1
31	1200	20	60	76,023	65,318	10,705	14,081	98,8
32	1200	30	10	74,523	69,634	4,889	6,560	46,0
33	1200	30	20	70,455	63,145	7,310	10,375	72,8
34	1200	30	40	70,375	61,400	8,975	12,753	89,5
35	1200	30	60	72,665	62,335	10,330	14,216	99,8

Исследования показали, что в отличие от окалины и шламов металлообработки, где железо присутствует в основном в виде оксидов и начинает восстанавливаться уже при температуре 700–800 °C [8], железо из медеплавильных шлаков начинает заметно восстанавливаться лишь при температурах выше 1000 °C. Это объясняется тем, что большая часть железа в них находится в составе фаялита. При температурах 800–1000 °C потери массы навесок были связаны с восстановлением оксидов цинка и меди, а также постепенным (ступенчатым) восстановлением оксидов железа: в образцах, которые восстанавливались при 900 °C через 60 мин, а при 1000 °C через 40 мин выдержки в составе почти отсутствовали оксиды меди, железа и цинка, но количество фаялита практически не изменилось. Степень металлизации при этом достигла уровня 15–20 % и далее почти не менялась. Следует отметить, что цинк в образцах, прошедших восстановление при 1000 °C, вообще отсутствовал, что связано с мгновенным испарением цинка после восстановления (температура кипения цинка ~906 °C).

Резкое ускорение процесса восстановления железа наблюдалось при температурах 1100 °C и выше: при 1100 °C металлизация достигла 30–40 % уже через 20 мин после начала процесса, через 40 мин – 43–51 % (в зависимости от избытка углерода), а при 1200 °C уже в первые 10 мин успевает восстановиться до 46 % содержащегося в материале железа (эксперимент № 32). «Средневзвешенная» скорость восстановления в течение 60 мин с момента начала процесса при температуре 800 °C составила всего 0,195 %/мин

(причем достигнув 11–12 %, металлизация практически останавливается). При 900 и 1000 °C скорость восстановления мало изменяется и составляет 0,26 и 0,347%/мин соответственно. При 1100 °C скорость восстановления увеличивается почти в 3 раза и достигает 0,93%/мин, а при 1200 °C – 1,66%/мин. Графики зависимости металлизации от времени и температуры процесса, а также от относительного количества восстановителя представлены на рис. 2.

С увеличением продолжительности процесса степень металлизации очевидно возрастает, при этом в соответствии с принципом протекания концентрационных процессов (химических и диффузионных), чем меньше остается в материале невосстановленного железа, тем медленнее идет процесс восстановления, что становится особенно заметно, когда степень металлизации достигает 80–90 % и более: при 1200 °C в первые 10 мин восстановления скорость металлизации составляет в среднем 4,6%/мин, в следующие 10 мин – ~2,7%/мин (при этом металлизация доходит до 72,8%), далее процесс резко замедляется и за следующие 20 мин восстанавливается около 17% железа (металлизация достигает 89,5%), а скорость металлизации снижается до 0,8–0,9%/мин, в интервале от 40 до 60 мин скорость восстановления падает до 0,5%/мин.

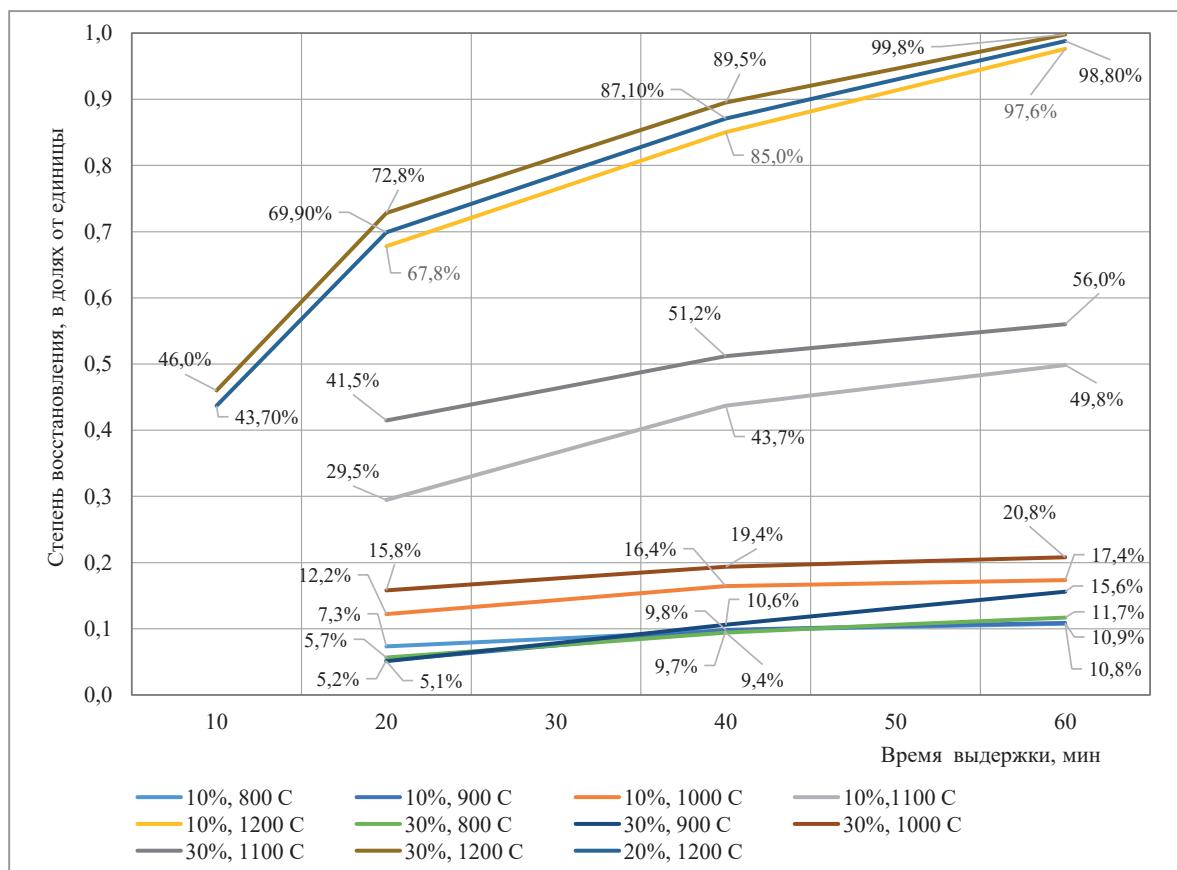


Рис. 2. Зависимость степени восстановления медеплавильных шлаков от температуры, продолжительности процесса и избытка углерода

Увеличение количества восстановителя в смеси повышает скорость восстановления, хотя и незначительно (при 1200 °C металлизация достигает 70 % за 16 мин, в случае если количество углерода превышает стехиометрическое соотношение на 30 %, и за 24 мин – при превышении на 10 %), при этом влияние данного фактора на конечную степень металлизации является малозаметным: при 30 % превышении металлизация достигает 99,8 %, при 10 % – 97,6 %.

По окончании процесса восстановления состав образцов с наибольшей потерей массы (по результатам экспериментов № 31 и 35) исследован с помощью энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного спектрометра, методов классической химии и рентгенодифрактометрического метода. Полученный усредненный результат представлен в табл. 4. В целом результаты анализа подтвердили расчетные значения, приведенные в табл. 3. Некоторые отклонения по степени металлизации (исходя из данных анализа $\text{Fe}_{\text{мет}}/\text{Fe}_{\text{общ}} \approx 0,943$), вероятно, связаны с окислением восстановленного железа в процессе охлаждения и подготовки проб к анализу.

Таблица 4. Состав образцов медеплавильного шлака после восстановления

Содержание, мас. %													
Fe _{общ} ¹	Fe _{мет}	FeO	SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	CaSiO ₃	S ²	P ²	CaAl ₂ Si ₂ O ₈	Cu	Прочие ²
36,8	34,7	1,4	44,8	0,3	4,4	0,8	0,6	1,8	0,42	0,03	2,4	0,2	~8,0

¹ Складывается из Fe_{мет} и железа, входящего в состав оксидов и других соединений.² В соединениях.

Выводы

1. Исследования подтвердили возможность твердофазного восстановления железа, содержащегося в медеплавильных шлаках, с использованием порошкообразных углеродсодержащих материалов, в частности графита. При этом оптимальным режимом восстановления является температурный интервал от 1100 до 1200 °C. При более высоких температурах материал начинает спекаться, при температурах ниже 1100 °C скорость восстановления резко снижается. Необходимое количество восстановителя зависит от условий восстановления, в частности контакта материала с воздухом и его влажности. При восстановлении в непрорудуваемом слое это количество может быть рассчитано исходя из стехиометрического соотношения углерода, требуемого для восстановления содержащегося в шлаке железа, с увеличением его относительно расчетного на 20–30 %. Для исследованной пробы это количество составило 8–9 % от массы шлака.

2. Для реализации высокотемпературных процессов с получением металлизированного продукта или твердожидкофазных процессов с получением металла целесообразно провести предварительное обогащение имеющихся медеплавильных шлаков (например, гидрометаллургическими методами, путем гравитационного обогащения, методами флотации и др.) с отделением балласта в виде диоксида кремния, глинозема, силикатов и алюминатов и доведением общего железосодержания до 54–56 % [9, 10].

3. Далее после предварительного окомкования (изготовления окатышей) могут быть использованы как известные методы твердофазного восстановления (получения) железа – Midrex, Corex, ITmk-3, SL/RN и др., так и метод твердожидкофазного восстановления в ротационных наклоняющихся печах (в этом случае вместо окатышей лучше использовать гранулы диаметром 5–7 мм) [11].

ЛИТЕРАТУРА

1. The World Steel Association [Electronic resource]. – Access mode: <https://worldsteel.org/about-steel/facts/steelfacts>.
2. «Доктор медь» дает надежду: дорожающий металл предрекает рост мировой экономики [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.forbes.ru/biznes/513223-doktor-med-daet-nadezdu-dorozausij-metall-predrekaet-rost-mirovoj-ekonomiki>.
3. Извлечение железа из отвального шлака медеплавильного производства / А. А. Лыкасов, Г. М. Рысс, Д. Г. Шарафутдинов [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 9. – С. 597–602.
4. Медеплавильные шлаки и вопросы утилизации минеральных отходов / Г. Г. Кориневская, В. А. Муфтахов, А. Л. Котельникова [и др.] // Минералогия техногенеза. – 2014. – № 15. – С. 244–250.
5. Быховский, Л. З. Техногенные отходы как резерв пополнения минерально-сырьевой базы: состояние и проблемы освоения / Л. З. Быховский, Л. В. Спорыхина // Минеральные ресурсы России. Экономика и управление. – 2011. – № 4. – С. 15–20.
6. Макаров, А. Б. Техногенно-минеральные месторождения и их экологическая роль / А. Б. Макаров, А. Г. Талалай // Литосфера. – 2012. – № 1. – С. 172–176.
7. Возможности комплексной переработки медных шлаков / Т. И. Шакаров, А. Хасанов, В. З. Исмаилов [и др.] // Central Asian Research Journal For Interdisciplinary Studies (CARJS). – 2022. – Vol. 2, № 12, – P. 9–12.
8. Ровин, С. Л. Исследование и утилизация аспирационной пыли сталеплавильных дуговых печей / С. Л. Ровин, Д. И. Курач, С. В. Григорьев // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 73–78.
9. Адилов, Г. Разработка основ технологий полной переработки медеплавильных шлаков с получением востребованных металлических и керамических изделий: автореф. дис. ... канд. техн. наук / Г. Адилов. – Челябинск, 2024.
10. Санакулов, К. С. Переработка шлаков медного производства / К. С. Санакулов, А. С. Хасанов. – Ташкент: Фан, 2007. – 238 с.
11. Ровин, С. Л. Использование ротационных печей для рециклирования железосодержащих отходов / С. Л. Ровин // Литье и металлургия. – 2014. – № 1. – С. 56–61.

REFERENCES

1. The World Steel Association [Electronic resource]. Access mode: <https://worldsteel.org/about-steel/facts/steelfacts>.
2. “Doktor med” daet nadezhu: dorozhayushchij metall predrekaet rost mirovoj ekonomiki [“Doctor Copper” offers hope: rising metal prices predict global economic growth] [Electronic resource]. Access mode: <https://www.forbes.ru/biznes/513223-doktor-med-daet-nadezdu-dorozausij-metall-predrekaet-rost-mirovoj-ekonomiki>.
3. Lykasov A. A., Ryss G. M., Sharafutdinov D. G. [et al.] Izvlechenie zheleza iz otval'nogo shlaka medeplavil'nogo proizvodstva [Iron Extraction from Copper Smelter Waste Slag]. Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaja metallurgija = News of Higher Education Institutions. Ferrous Metallurgy, 2016, vol. 59, no. 9, pp. 597–602.

4. **Korinevskaja G. G., Muftahov V.A., Kotel'nikova A. L.** [et al.] Medeplavil'nye shlaki i voprosy utilizacii mineral'nyh othodov [Copper smelting slags and mineral waste disposal issues]. *Mineralogija tehnogeneza = Mineralogy of technogenesis*, 2014, no. 15, pp. 244–250.
5. **Byhovskij L. Z., Sporyhina L. V.** Tehnogennye othody kak rezerv popolnenija mineral'no-syr'evoj bazy: sostojanie i problemy osvoenija [Man-made waste as a reserve for replenishing the mineral resource base: status and development challenges]. *Mineral'nye resursy Rossii. Jekonomika i upravlenie = Mineral Resources of Russia. Economics and Management*, 2011, no. 4, pp. 15–20.
6. **Makarov A. B., Talalaj A. G.** Tehnogenno-mineral'nye mestorozhdenija i ih jekologicheskaja rol' [Technogenic mineral deposits and their ecological role]. *Litosfera = Lithosphere*, 2012, no. 1, pp. 172–176.
7. **Shakarov T. I., Hasanov A. H., Ismailov V. Z.** [et al.] Vozmozhnosti kompleksnoj pererabotki mednyh shlakov [Possibilities of complex processing of copper slags]. *Central Asian Research Journal For Interdisciplinary Studies (CARJIS)*, 2022, vol. 2, no. 12, pp. 9–12.
8. **Rovin S. L., Kurach D. I., Grigoriev S. V.** Issledovanie i utilizacija aspiracionnoj pyli staleplavil'nyh dugovyh pechej [Research and processing of shot blasting dust.]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 73–78.
9. **Adilov G.** *Razrabotka osnov tehnologii polnoj pererabotki medeplavil'nyh shlakov s polucheniem vostrebovannyh metallicheskikh i keramicheskikh izdelij: avtoref. dis. ... kand. tekhn. nauk* [Development of the fundamentals of technology for the complete processing of copper smelting slags to produce sought-after metal and ceramic products: abstract dis. ...cand. tech. sciences]. Chelabinsk, 2024.
10. **Sanakulov K. S., Hasanov A. S.** *Pererabotka shlakov mednogo proizvodstva* [Copper Slag Recycling]. Tashkent, Fan Publ., 2007, 238 p.
11. **Rovin S. L.** Ispol'zovanie rotacionnyh pechej dlja reciklinga zhelezosoderzhashhih othodov [Use of rotational furnaces for recycling of iron-containing waste]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 1, pp. 56–61.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-35-39>
УДК 621.743.49

Поступила 18.08.2025
Received 18.08.2025

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ НА ОСНОВЕ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ

В. В. ВОЙТЕНКО, С. А. МЕДВЕДЧУК, В. Е. БРЕШЕВ, Г. О. ВОЙТЕНКО,
Луганский государственный университет им. В. Даля, г. Луганск, Луганская Народная Республика,
Россия, кв. Молодежный, 20А. E-mail: valery.voytenko@outlook.com

Рассматриваются резервы усовершенствования оболочечной стержневой технологии на неорганическом связующем веществе – жидким натриевом стекле за счет объединения достоинств стержневого V-процесса и жидкостекольного стержневого процесса, использующего в качестве основного компонента стержневой смеси первичную целлюлозу либо формовочную бумажную массу (пульперкартон в жидкой фазе). Предлагается технология изготовления оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней из пульперкартона с использованием жидкого натриевого стекла в качестве связующего вещества, включающая в себя подготовительные операции измельчения и набухания первичной целлюлозы, добавление воды и жидкого натриевого стекла, формирование оболочки, сушку, заполнение оболочки сухим формовочным кварцевым песком либо оборотной стержневой смесью, запечатывание и окончательную сушку оболочечного целлюлозно-жидкостекольного литейного стержня в сушильном шкафу. Представлены результаты экспериментальных исследований физико-технических свойств оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней и обсуждаются перспективы промышленного применения предложенной стержневой технологии.

Ключевые слова. Целлюлоза, стержневая смесь, стержневой процесс, оболочка, прочность, литейный стержень, жидкое натриевое стекло, формовочный кварцевый песок, выбиваемость, пульперкартон.

Для цитирования. Войтенко, В. В. Экспериментальные исследования возможностей технологии изготовления оболочечных литейных стержней на основе целлюлозы / В. В. Войтенко, С. А. Медведчук, В. Е. Брешев, Г. О. Войтенко // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 35–39. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-35-39>.

EXPERIMENTAL RESEARCH INTO FEASIBILITY OF CELLULOSE-BASED SHELL CORE-MAKING TECHNOLOGY

V. V. VOYTENKO, S. A. MEDVEDCHUK, V. E. BRESHEV, G. O. VOYTENKO,
Vladimir Dal Lugansk State University, Lugansk, Lugansk People's Republic, Russia,
20A, Molodozhnyy Block. E-mail: valery.voytenko@outlook.com

This paper explores opportunities for improving shell core-making technology using an inorganic binder – liquid sodium silicate – by integrating the advantages of the V-Process and a sodium silicate-based core-making process, which employs primary cellulose or aqueous suspension of pulped cardboard fibers as the principal component of a core molding mixture. A core-making technology for cellulose-based, sodium silicate-bonded shell cores, in which pulped cardboard serves as the cellulose source, has been presented. This technology includes preparatory operations such as milling and swelling of primary cellulose, addition of both water and liquid sodium silicate, shell formation, drying, filling the shell with dry quartz molding sand or a recycled core mixture, sealing, and final drying of a cellulose-based, sodium silicate-bonded shell core in a drying oven. The results of experimental research into the physical and technical properties of cellulose-based, sodium silicate-bonded shell cores have been demonstrated, and the prospects for industrial application of the proposed core-making technology have been discussed.

Keywords. Cellulose, core molding mixture, core-making process, shell, strength, foundry core, liquid sodium silicate, quartz molding sand, knockout performance, pulped cardboard.

For citation. Voytenko V. V., Medvedchuk S.A., Breshev V.E., Voytenko G. O. Experimental research into feasibility of cellulose-based shell core-making technology. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 35–39. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-35-39>.

Введение

В современном литейном производстве используются различные стержневые процессы, обладающие как достоинствами, так и недостатками. Выбор стержневого процесса определяется рядом факторов, включая масштаб производства, тип применяемого литейного сплава, габариты и сложность

металлических отливок, а также требования к качеству готовых изделий [1–3]. Предпочтение тому или иному стержневому процессу нередко затруднено, поскольку выбор зависит от множества технологических и производственных факторов, включая требования к качеству получаемых отливок. Даже широко распространенный в мировой практике cold-box-amine-процесс не всегда гарантирует получение отливок высокого качества [4]. Усовершенствование данного стержневого процесса продолжается, в частности в направлении улучшения выбиваемости песчано-смоляных литейных стержней из алюминиевых отливок. Однако резервы его дальнейшего усовершенствования на текущем этапе ограничены. С другой стороны, существуют стержневые процессы, получившие существенно меньшее распространение в мировой практике, однако имеющие значительные резервы для дальнейшего усовершенствования. Комбинирование стержневых процессов, таких, как песчано-жидкостекольный стержневой процесс и V-процесс, открывает особые перспективы [5, 6].

Применение жидкого натриевого стекла в качестве связующего вещества на этапе приготовления стержневой смеси позволяет получать песчано-жидкостекольные литейные стержни с высокой прочностью, термической стойкостью и экологичностью производства. Основной недостаток песчано-жидкостекольной стержневой технологии – низкая выбиваемость литейных стержней из отливок, выполненных из цветных металлов и их сплавов [7, 8]. Выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней из чугунных и стальных отливок является достаточно высокой, однако может быть дополнительно улучшена путем добавления в стержневую смесь алюминиевой пудры в количестве 0,5–1,5 мас. % либо измельченной морской ракушки в количестве 5–20 мас. % [9, 10].

При литье сплавов цветных металлов внутренний объем песчано-жидкостекольного литейного стержня испытывает меньшее термическое воздействие, чем при литье чугуна, поэтому он сохраняет исходную прочность, что ухудшает его выбиваемость. Решение этой проблемы может заключаться в создании оболочечных песчано-жидкостекольных литейных стержней, использующих в качестве основного компонента стержневой смеси измельченный кварцевый песок с размерами частиц менее 100 мкм для повышения ее пластичности и адгезии к внутренним поверхностям стержневых ящиков. Повышение манипуляторной и окончательной прочности литейных стержней данного типа может быть достигнуто за счет увеличения массовой доли жидкого натриевого стекла в стержневой смеси. Однако эксперименты, проведенные авторами, показали, что такие литейные стержни, как правило, испытывают заметное коробление при толщине оболочки менее 3 мм. Поэтому для предотвращения коробления литейного стержня решено заполнять его внутренний объем сухим кварцевым песком либо обратной стержневой смесью без добавления связующего вещества с последующим запечатыванием той же стержневой смесью, из которой изготовлена его оболочка. В данном случае применение оболочечных литейных стержней, выполненных сухим кварцевым песком либо обратной смесью, включает преимущества песчано-жидкостекольной стержневой технологии и V-процесса: высокая прочность и термостойкость оболочки сочетаются с отличной выбиваемостью из отливок благодаря использованию сухого заполнителя. Однако, несмотря на успешные эксперименты, проведенные авторами и подтвердившие перспективность применения оболочечных песчано-жидкостекольных литейных стержней, было принято решение заменить кварцевый песок в стержневой смеси на первичную целлюлозу либо пульперкартон. Объясняется это большей простотой изготовления оболочечного целлюлозно-жидкостекольного литейного стержня по сравнению с песчано-жидкостекольным аналогом, а также возможностью применения вакуумной обработки для формирования и предварительной сушки его оболочки. Поэтому исследования в данном направлении представляют собой актуальную научную задачу.

Цель работы – разработка технологии получения оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней.

Методика проведения исследований

Оболочечные целлюлозно-жидкостекольные литейные стержни с заполнением внутреннего объема сухим формовочным кварцевым песком (либо сухой обратной стержневой смесью) изготавливали согласно предложенной стержневой технологии, являющейся модификацией широко применяемой технологии изготовления упаковки из пульперкартона [11]. Отличительной особенностью предложенной технологии является использование в качестве связующего вещества жидкого натриевого стекла. Технология изготовления литейного стержня данного типа, внутренний объем которого заполнен формовочным кварцевым песком либо обратной стержневой смесью, заключается в следующем. Первичная целлюлоза либо бумажная масса взвешивается, после чего измельчается, набухает и приобретает консистенцию

густого целлюлозного теста в пульпере. При варке первичной целлюлозы ее массовая доля в целлюлозном тесте составляет 10–13 %. После фильтрации целлюлозного теста в него добавляется жидкое натриевое стекло в требуемом соотношении к массе исходной сухой первичной целлюлозы либо бумажной массы. После приготовления однородной смеси пульперкартона с жидким натриевым стеклом полученная целлюлозно-жидкостекольная стержневая смесь наносится на внутренние поверхности стержневых ящиков, которые в зависимости от сложности и размеров изготавливаемых оболочечных литейных стержней могут медленно вращаться либо переворачиваться. Далее следует технологическая операция предварительной вакуумной сушки до состояния, когда стержневая смесь теряет текучесть. После этого объем стержневых ящиков заполняется воздушно-углекислотной смесью при температуре 80–90 °C на время, необходимое для достижения литейным стержнем требуемой манипуляторной прочности, зависящей от толщины оболочки и класса сложности его формы. После извлечения из стержневого ящика литейный стержень через оставшееся в нем отверстие заполняется сухим кварцевым песком либо обратной стержневой смесью, полученной в результате переработки выбитых из отливок литейных стержней. Далее отверстие в литейном стержне запечатывается стержневой смесью, идентичной по составу смеси, использованной для изготовления его оболочки. После этого литейный стержень сушится в сушильном шкафу в потоке воздуха. Готовый литейный стержень подвергается испытаниям на прочность, выбиваемость и устойчивость к термическим воздействиям. Для термических испытаний используется муфельная печь. Испытания на коробление оболочки литейного стержня проводятся путем создания неравномерного нагрева его поверхности с помощью газовой горелки с температурой пламени в диапазоне 1500–1600 °C.

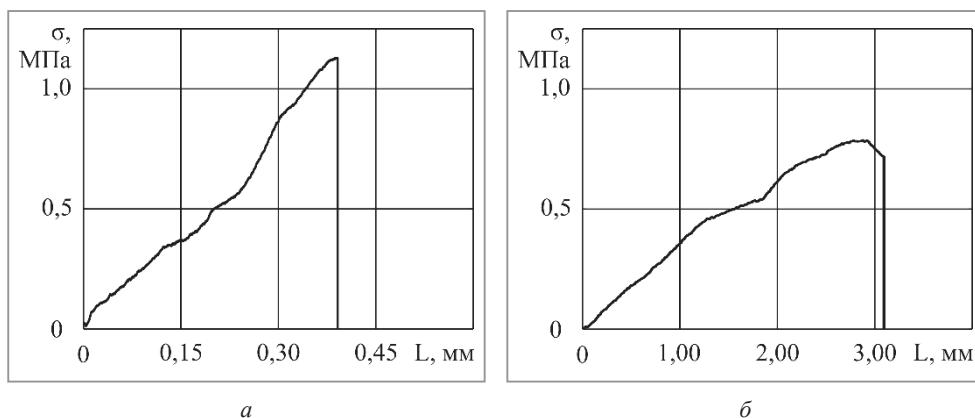
Результаты исследований

Изготовление оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней по вышеописанной технологии и исследование их физико-технических свойств показали перспективность предложенной стержневой технологии и позволили выявить следующие ее достоинства. Данная технология характеризуется сравнительно высокой производительностью и обеспечивает высокое качество поверхности литейных стержней. Затраты энергии на изготовление оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней сопоставимы с затратами на производство объемных песчано-жидкостекольных литейных стержней. Следует отметить, что стержневая смесь, состоящая из пульперкартона, воды и жидкого натриевого стекла, требует больших затрат на сушку, чем песчано-жидкостекольная стержневая смесь аналогичной массы из-за большего содержания воды в целлюлозном тесте. Однако при изготовлении оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней обезвоживание достаточно тонкой оболочки может быть осуществлено быстро в два этапа: вакуумной сушкой и последующей тепловой сушкой. Сушка оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней толщиной стенки более 3 мм требует гораздо больших затрат времени и энергии, поскольку газопроницаемость целлюлозно-жидкостекольной стержневой смеси на порядок хуже, чем у песчано-жидкостекольной стержневой. Результаты испытаний оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней на прочность показали, что они не уступают по прочности песчано-жидкостекольным. Так, предел прочности оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней при растяжении составляет 0,6–0,7 МПа, чего вполне достаточно, и даже этот предел прочности может быть увеличен в случае необходимости путем увеличения массовой доли жидкого натриевого стекла в целлюлозно-жидкостекольной стержневой смеси.

На рисунке показаны диаграммы разрушения при растяжении экспериментальных образцов литейных стержней песчано-жидкостекольного и целлюлозно-жидкостекольного типов. На диаграммах используются следующие обозначения: σ – механическое напряжение в образце литейного стержня, МПа; L – линейное перемещение привода машины для испытаний материалов на прочность (не соответствует реальному удлинению образца, потому что происходит хрупкое разрушение его опорных поверхностей), мм.

Следует отметить, что в отличие от песчано-жидкостекольных литейных стержней, разрушающихся при растяжении и изгибе практически мгновенно, оболочечные целлюлозно-жидкостекольные литейные стержни демонстрируют способность к незначительному растяжению и изгибу, что препятствует их излому при нагрузках, близких к предельным. Такое свойство оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней можно отнести к их достоинствам.

Термические испытания оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней показали, что тепловая деградация наружной поверхности оболочки литейного стержня происходит на глубину, зависящую от температуры и времени теплового воздействия. Так, глубина выгорания целлюлозы при



Диаграммы разрушения при растяжении экспериментальных образцов литейных стержней песчано-жидкостекольного (*а*) и целлюлозно-жидкостекольного (*б*) типов

температуре 1500 °С и длительности термического воздействия 60 с составляет около 0,8–1,2 мм. При этом внешний слой оболочки сохраняет достаточную прочность благодаря связующему веществу – жидкому натриевому стеклу. Таким образом, зная температуру металлического расплава при заполнении литейной формы и время, необходимое для его остывания, можно оценить необходимую толщину оболочки целлюлозно-жидкостекольного литейного стержня, чтобы за время теплового воздействия термическое разложение целлюлозы охватило всю толщину оболочки. При этом условии оболочечный целлюлозно-жидкостекольный литейный стержень будет легко выбиваться из отливки, а заполняющий для увеличения жесткости объема формовочный кварцевый песок (либо обратная стержневая смесь) будет просто высыпаться. Выбитые оболочечные целлюлозно-жидкостекольные литейные стержни могут быть переработаны в обратную стержневую смесь путем просеивания через сито. Наличие заполнителя внутренней полости оболочечного целлюлозно-жидкостекольного литейного стержня повышает жесткость его формы при неравномерном тепловом воздействии. Это препятствует короблению его оболочки. Как показывают эксперименты, коробление таких стержней меньше, чем у песчано-жидкостекольных аналогов, что также является достоинством предложенной стержневой технологии.

Выводы

Комбинирование песчано-жидкостекольного стержневого процесса и V-процесса позволило создать новую технологию получения оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней, внутренний объем которых заполнен чистым формовочным кварцевым песком либо обратной стержневой смесью. Оболочечные целлюлозно-жидкостекольные литейные стержни имеют достаточную манипуляторную и окончательную прочность, достаточную термостойкость и хорошую выбиваемость из металлических отливок, что делает их перспективными для использования при литье чугуна, стали, цветных металлов и их сплавов. Высокий уровень технологичности и экологичности, а также снижение себестоимости, обусловленное возможностью многократного использования материалов и автоматизации производственных процессов, определяют перспективность предложенной технологии изготовления оболочечных целлюлозно-жидкостекольных литейных стержней. Перспективность предложенной стержневой технологии, обусловленная возможностью ее дальнейшего усовершенствования, позволяет спрогнозировать ее скорое внедрение в производство.

ЛИТЕРАТУРА

1. Iron and Steel Castings and Core Production Results from Finer Grades of Chromite Sand in Shell Applications / R. Steele, K. Kerns, P. LaFay [et al.] // International Journal of Metalcasting. – 2025. – Vol. 19. – P. 635–642.
2. Sundaram, D. Thermal Analysis and Gas Generation Measurement of Foundry Sand Mixtures / D. Sundaram, J. T. Svidró, A. Diószegi // International Journal of Metalcasting. – 2025. – Vol. 19, iss. 3. – C. 1732–1740.
3. Influence of Metal Casting Temperature and Cations on Phase Transformation of Silica Sand to Cristobalite / N. P. Hoolikanti-math, S. Dodamani, K. G. Gupta [et al.] // International Journal of Metalcasting. – 2023. – Vol. 17. – C. 2038–2049.
4. Khan, M. S. Numerical and Experimental Analysis of Amine Flow in Foundry Sand Cores / M. S. Khan, M. Szucki // Proceedings of the 10th World Congress on Mechanical, Chemical, and Material Engineering (MCM'24). – 2024. – Article HTFF 253.
5. The Technology of Using Liquid Glass Mixture Waste for Reducing the Harmful Environmental Impact / V.A. Kukartsev, V. V. Kukartsev, V. S. Tynchenko [et al.] // Materials. – 2022. – Vol. 15, iss. 3. – Article 1220.
6. Delimanová, P. The Study of the Influence of Core Mixtures with Varying Ratios of Foundry Sand / P. Delimanová, I. Vasková, O. Kožej // International Journal of Metalcasting. – 2025.

7. Effect of Roundness and Surface Roughness of Foundry Sand on the Temperature Change of Sand Cores for Aluminum Casting / T. Ha, J. Kim, Y. Lee [et al.] // Metals. – 2025. – Vol. 15, iss. 1. – Article 88.
8. Исследование составов жидкостекольных ХТС с песком Новинского месторождения. Сообщение 1 / С. С. Ткаченко [и др.] // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 35–40.
9. Гутько, Ю. И. Исследование теплоемкости песчано-жидкостекольных литейных стержней с содержанием морской ракушки / Ю. И. Гутько, В. В. Войтенко // Структурная модернизация науки как основа устойчивого развития общества: сб. ст. по итогам Междунар. науч.-практ. конф. – Стерлитамак: АМИ, 2023. – С. 61–65.
10. Гутько, Ю. И. Экспериментальные исследования влияния мелкодисперсных металлических порошков на физико-технические характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней / Ю. И. Гутько, В. В. Войтенко // Литье и металлургия. – 2024. – № 1. – С. 20–25.
11. Semple, K. E. Moulded Pulp Fibers for Disposable Food Packaging: A State-of-the-Art Review / K. E. Semple, Ch. Zhou, O.J. Rojas [et al.] // Food Packaging and Shelf Life. – 2022. – Vol. 33. – Article 100908.

REFERENCES

1. Steele R., Kerns K., LaFay P. [et al.] Iron and Steel Castings and Core Production Results from Finer Grades of Chromite Sand in Shell Applications. *International Journal of Metalcasting*, 2025, vol. 19, pp. 635–642.
2. Sundaram D., Svidró J. T., Diószegi A. Thermal Analysis and Gas Generation Measurement of Foundry Sand Mixtures. *International Journal of Metalcasting*, 2025, vol. 19, no. 3, pp. 1732–1740.
3. Hoolikantimath N.P., Dodamani S., Guptha K.G. [et al.] Influence of Metal Casting Temperature and Cations on Phase Transformation of Silica Sand to Cristobalite. *International Journal of Metalcasting*, 2023, vol. 17, pp. 2038–2049.
4. Khan M.S., Szucki M. Numerical and Experimental Analysis of Amine Flow in Foundry Sand Cores. *Proceedings of the 10th World Congress on Mechanical, Chemical, and Material Engineering (MCM'24)*, 2024, article HTFF 253.
5. Kukartsev V.A., Kukartsev V.V., Tynchenko V.S. [et al.] The Technology of Using Liquid Glass Mixture Waste for Reducing the Harmful Environmental Impact. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 3, article 1220.
6. Delimanová P., Vasková I., Kožej O. The Study of the Influence of Core Mixtures with Varying Ratios of Foundry Sand. *International Journal of Metalcasting*, 2025.
7. Ha T., Kim J., Lee Y. [et al.] Effect of Roundness and Surface Roughness of Foundry Sand on the Temperature Change of Sand Cores for Aluminum Casting. *Metals*, 2025, vol. 15, no. 1, article 88.
8. Tkachenko S. S., Sokolov A. V., Druzhevsky M. A. [et al.] Issledovanie sostavov zhidkostekol'nyh HTS s peskom Novinskogo mestorozhdenija. Soobshhenie 1 [Research of the liquidglass HTS compositions with sand of the Novinsky deposit. Message 1]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 35–40.
9. Gutko Yu. I., Voytenko V. V. Issledovanie teplojomosti peschano-zhidkostekol'nyh litejnyh sterzhnej s soderzhaniem morskoy rakushki [Research into Heat Capacity of Sand-Based Sodium Silicate-Bonded Cores Containing Sea Shells]. *Strukturnaja modernizacija nauki kak osnova ustoichivogo razvitiya obshhestva: sb. st. po itogam Mezhdunar. nauch.-prakt. konf. = Structural Modernization of Science as Foundation for Sustainable Societal Development: Proceedings of International Scientific and Practical Conference*. Sterlitamak, AMI Publ., 2023, pp. 61–65.
10. Gutko Yu. I., Voytenko V. V. Eksperimental'nye issledovaniya vlijaniya melkodispersnyh metallicheskikh poroshkov na fiziko-tehnicheskie harakteristiki peschano-zhidkostekol'nyh litejnyh sterzhnej [Experimental impact study of ultrafine metal powders on technical characteristics and physical properties of foundry sodium silicate sand cores]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 1, pp. 20–25.
11. Semple K. E., Zhou Ch., Rojas O. J. [et al.] Moulded Pulp Fibers for Disposable Food Packaging: A State-of-the-Art Review. *Food Packaging and Shelf Life*, 2022, vol. 33, article 100908.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-40-43>
УДК 621.74.047

Поступила 02.10.2025
Received 02.10.2025

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ РАЗОГРЕВА СТАЛЬНОГО СЛИТКА В ЗОНЕ ВТОРИЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Е. Б. ДЕМЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел.: +375-29-620-52-60

Разработана методика расчета максимальной температуры, длины участка и времени разогрева поверхности заготовки на выходе из кристаллизатора при непрерывном литье чугуна. Подтверждена адекватность предложенной методики, которая, исходя из полученных результатов и сравнительного анализа, достаточно точно описывает процесс разогрева стального слитка на выходе из кристаллизатора. Методику можно рекомендовать для использования в расчетах процесса разогрева заготовок из различных материалов при непрерывном литье.

Ключевые слова. Непрерывная разливка стали, слиток, слаб, максимальная температура разогрева, длина участка разогрева, время разогрева, кристаллизатор, вторичное охлаждение.

Для цитирования. Демченко, Е. Б. Расчет параметров разогрева стального слитка в зоне вторичного охлаждения / Е. Б. Демченко // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 40–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-40-43>.

CALCULATION OF STEEL INGOT HEATING PARAMETERS IN THE SECONDARY COOLING ZONE

E. B. DEMCHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
Tel.: +375-29-620-52-60

A method for calculating the maximum temperature, heating section length, and heating time of a billet surface at the mold outlet during continuous casting of iron has been developed. The adequacy of the proposed method has been confirmed; based on the obtained results and a comparative analysis, it accurately describes the heating process of a steel ingot at the mold outlet. The method can be recommended for use in calculating the heating process of billets made of various materials during continuous casting.

Keywords. Continuous casting of steel, ingot, slab, maximum heating temperature, heating section length, heating time, mold, secondary cooling.

For citation. Demchenko E. B. Calculation of steel ingot heating parameters in the secondary cooling zone. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 40–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-40-43>.

Поскольку разогрев корки отливки после выхода из кристаллизатора не происходит мгновенно, для достижения максимальной температуры разогрева поверхности отливки ($T_{1\text{п, max}}$) требуется определенное время ($t_{\text{раз}}$) [1]. Зная время и среднюю скорость литья (w_{cp}), можно рассчитать расстояние от торца кристаллизатора до наиболее горячего и соответственно наиболее опасного сечения отливки ($l_{\text{раз}}$), где возможно возникновение прорывов расплава. Расчет затруднен тем, что наряду с разогревом наружных слоев отливки происходит ее дальнейшее затвердевание. Однако учитывая, что рост температуры поверхности происходит на весьма ограниченном участке [2], расчет кинетики разогрева и затвердевания отливки можно производить раздельно, без существенного снижения точности результатов.

Максимальную температуру поверхности отливки $T_{1\text{п, max}}$ рассчитали исходя из условия стационарного теплового баланса при равенстве удельных тепловых потоков, отводимых через корку q_k и с поверхности цилиндрической отливки в окружающую среду q_c :

$$C \left[\left(\frac{T_{1\text{п, max}} + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_c + 273}{100} \right)^4 \right] + 0,468 \sqrt[4]{\text{Gr}} (T_{1\text{п, max}} - T_c) = \frac{\lambda_1}{\xi} (T_{kp} - T_{1\text{п, max}}), \quad (1)$$

где C – коэффициент лучеиспускания абсолютно черного тела; T_c – температура окружающей среды; $\text{Gr} = \frac{gd^3(T_{1\text{п, max}} - T_c)}{v^2 T_{rp}}$ – критерий Грасгофа; λ_1 – коэффициент теплопроводности материала отливки;

ξ – толщина корки; T_{kp} – температура кристаллизации расплава; d – диаметр отливки; T_{rp} – температура граничной зоны отливка – окружающая среда.

Вычисление проводили методом последовательных приближений.

Для расчета времени разогрева отливки $t_{\text{раз}}$ до максимальной температуры $T_{1n, \text{max}}$ воспользовались уравнением, полученным на основе решения уравнения теплового баланса:

$$t_{\text{раз}} = \frac{\frac{1}{2} \xi (2R - \xi) \gamma_1 [c_1 \theta_{1n, \text{max}} + c'_1 \theta_{\text{пер}}]}{2 \frac{\lambda_1}{\ln\left(\frac{R}{R - \xi}\right)} \theta_{kp} - \alpha R}, \quad (2)$$

где R – радиус отливки; γ_1 – плотность расплава; c_1 – теплоемкость материала отливки; c'_1 – то же расплава; α – максимальный коэффициент теплоотдачи на участке разогрева; $\theta_{1n, \text{max}} = \frac{T_{1n, \text{max}} - T_{1n}}{T_{1n, \text{max}} + T_{1n}}$, $\theta_{\text{пер}} = \frac{T_{\text{пер}} - T_{kp}}{T_{1n, \text{max}} + T_{1n}}$, $\theta_{kp} = \frac{T_{kp} - T_{1n}}{T_{1n, \text{max}} + T_{1n}}$ – температурные критерии; T_{1n} – температура поверхности отливки на выходе из кристаллизатора; $T_{\text{пер}}$ – температура перегрева расплава.

Зная время разогрева $t_{\text{раз}}$, а также среднюю скорость вытяжки отливки w_{cp} , рассчитали длину участка разогрева $l_{\text{раз}}$:

$$l_{\text{раз}} = w_{cp} t_{\text{раз}}. \quad (3)$$

Особенность предложенной методики расчета заключалась в том, что известные зависимости не учитывали теплоту перегрева расплава $Q_{\text{пер}}$ как параметр, играющий ключевую роль в процессе формирования отливки. Введение в уравнение теплового баланса теплоты перегрева позволило уточнить параметры разогрева отливки и приблизить их значения к экспериментальным результатам.

Проверку адекватности предложенной методики эксперимента провели на примере вертикального непрерывного литья цилиндрических заготовок из чугуна СЧ20.

Установлено, что для определенных групп заготовок можно говорить о существовании некоторой постоянной зоны разогрева поверхности отливки до максимальной температуры, расположенной на некотором расстоянии от торца кристаллизатора. Этот факт является весьма важным при определении местоположения системы вторичного охлаждения.

При решении этой задачи возник вопрос, возможно ли применить полученные соотношения для расчета параметров разогрева, например, стальных слитков при непрерывной разливке, где затвердевание слитка протекает в более жестких условиях. И каковы будут результаты применения такой методики.

Для проверки адекватности предложенной методики воспользовались результатами работы [3], в которой приведены исследования влияния интенсивности теплоотвода на затвердевание стального слитка в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ. Здесь исследования проводили путем сопоставления результатов математического моделирования с результатами экспериментальных измерений температуры поверхности слитка при разливке стали 09Г2С в слабы сечением 300×1840 мм в условиях конвертерного цеха комбината МК «Азовсталь». Интенсивность теплоотвода по зонам охлаждения в производственных условиях изменялась вдоль технологической линии МНЛЗ.

На рисунке [3] показаны изменение температуры поверхности непрерывнолитой заготовки по центру широкой грани вдоль технологической линии МНЛЗ, полученное на основе математического моделирования, и результаты термометрирования слитка в производственных условиях.

При сопоставлении расчетных значений температуры с прямыми замерами и косвенным показателем глубины жидкотекущей ванны установлено, что математическое моделирование достаточно адекватно представляет процессы формирования непрерывнолитой заготовки. Снижение интенсивности теплоотвода в зоне вторичного охлаждения приводит к увеличению объема перегретого металла, глубины жидкотекущей лунки, снижению объема затвердевшего металла, что сопровождается определенным повышением температуры в этой зоне. Увеличение интенсивности теплоотвода в зоне вторичного охлаждения относительно базового варианта не оказывает существенного влияния на положение изотерм затвердевания, наблюдается локальное снижение температуры поверхности заготовки. Снижение температуры поверхности заготовки приводит к повышению прочностных свойств затвердевшей корки, соответственно снижается риск ее разрушения и прорыва жидкого металла.



Изменение температуры поверхности заготовки вдоль технологической линии МНЛЗ:

— вычислительный эксперимент; ○ — натурные замеры температуры; □ — расчет по предложенной методике

Для расчета параметров разогрева стального слитка и проверки адекватности предложенной методики (1)–(3) выбрали следующие значения термофизических коэффициентов и параметров литья [4, 5]: $C = 5,58 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К}^4)$, $\lambda_1 = 50 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$, $c_1 = 580 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$, $c'_1 = 840 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$, $v = 1,33 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$, $\gamma_1 = 7800 \text{ кг}/\text{м}^3$, $\gamma''_1 = 6900 \text{ кг}/\text{м}^3$, $T_{\text{пер}} = 1600 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{кр}} = 1480 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_c = 20 \text{ }^\circ\text{C}$. В качестве параметра диаметра отливки d , входящего в уравнение (1), приняли толщину сляба, поскольку максимальное количество теплоты отводится с поверхности по центру широкой грани сляба по малому радиусу вдоль технологической линии МНЛЗ ($l_{\text{пл}}$). Значения толщины корки ξ на выходе из кристаллизатора и по длине слитка ($l_{\text{пл}}$) определяли по данным графика (см. рисунок) [3]. Среднюю скорость литья приняли равной $w_{\text{ср}} = 0,8\text{--}0,9 \text{ м}/\text{мин}$ [6].

Полученные результаты приведены в таблице.

Результаты расчета по предложенной методике

$l_{\text{пл}}, \text{м}$	$\xi, \text{м}$	$T_{1\text{п}, \text{max}}$	$T_{1\text{п}}$	$t_{\text{раз}}, \text{с}$	$l_{\text{раз}}, \text{м}$
1	0,035	1088	970	115,4	1,732
2	0,043	1037	—	—	—
3	0,051	992	—	—	—
4	0,070	904	—	—	—
5	0,080	870	—	—	—
6	0,100	798	—	—	—
7	0,115	755	—	—	—
8	0,140	694	—	—	—
9	0,200	650	—	—	—

Значения максимальной температуры нагрева поверхности слитка и температуры вдоль технологической линии наложены на результаты вычислительного эксперимента и натурных замеров (см. рисунок) [3].

Анализ показал, что значения максимальной температуры $T_{1\text{п}, \text{max}}$ и длины участка разогрева слитка $l_{\text{раз}}$ практически полностью совпадают со значениями вычислительного эксперимента, натурных замеров температуры и расстояния от торца кристаллизатора: $1088 \text{ }^\circ\text{C}$ против $1070 \text{ }^\circ\text{C}$ и $1,732 \text{ м}$ против $\sim 2,0 \text{ м}$. Если принять среднюю скорость вытяжки слитка $w_{\text{ср}} \approx 0,85 \text{ м}/\text{мин}$ [6], то время разогрева слитка $t_{\text{раз}}$ по данным авторов будет иметь значение (в точке $\sim 2 \text{ м}$) $122,2 \text{ с}$ против $115,4 \text{ с}$ по предложенной методике.

Расчетное распределение температуры по длине слитка вдоль технологической линии на расстоянии от торца кристаллизатора порядка до 4 м соответствует натурным замерам температуры. Однако далее по длине слитка наблюдается некоторое расхождение результатов. Температуры вычислительного эксперимента и натурных измерений несколько выше расчетных значений, что, по-видимому, связано с переходом слитка из твердожидкого состояния к состоянию полного затвердевания. Кроме того, увеличение кривизны слитка способствует повышению температуры поверхности слитка по малому радиусу из-за перетока теплоты в верхнюю область слитка.

Следует отметить, что значения параметров процесса литья выбраны из [3] на основе анализа графиков и диаграмм, что приводит к возникновению незначительных погрешностей и некоторой потери точности в расчетах.

Таким образом, можно говорить об адекватности предложенной методики, которая, исходя из полученных результатов и сравнительного анализа, достаточно точно описывает процесс разогрева стально-го слитка на выходе из кристаллизатора.

Методику можно рекомендовать для использования в расчетах процесса разогрева заготовок из различных материалов при непрерывном литье.

ЛИТЕРАТУРА

1. Демченко, Е. Б. Непрерывное литье заготовок из чугуна для машино- и станкостроения / Е. Б. Демченко, Е. И. Марукович. – Минск: БНТУ, 2006. – 208 с.
2. Марукович, Е. И. Формирование непрерывной отливки за пределами кристаллизатора / Е. И. Марукович, Е. Б. Демченко // Вестник БНТУ. – 2008. – № 4. – С. 31–34.
3. Влияние интенсивности теплоотвода в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ на формирование непрерывнолитых заготовок / А. С. Эльдарханов, Н. И. Тарасевич, А. С. Нурадинов [и др.] // Сталь. – 2020. – № 2. – С. 15–19.
4. Вейник, А. И. Теория затвердевания отливки / А. И. Вейник. – М.: Mashgiz, 1960. – 436 с.
5. Казанцев, Е. И. Промышленные печи / Е. И. Казанцев. – М.: Металлургия, 1975. – 367 с.
6. Смирнов, А. Н. Непрерывная разливка стали / А. Н. Смирнов, С. В. Курбан, Е. В. Штепан. – Донецк: ДонГТУ, 2011. – 482 с.

REFERENCES

1. Demchenko E.B., Marukovich E.I. Nepreryvnoe lit'jo zagotovok iz chuguna dlja mashino- i stankostroenija [Continuous casting of cast iron blanks for mechanical engineering and machine tool manufacturing]. Minsk, BNTU Publ., 2006, 208 p.
2. Marukovich E.I., Demchenko E.B. Formirovanie nepreryvnnoj otlivki za predelami kristallizatora [Formation of a continuous casting outside the crystallizer]. Vestnik BNTU = BNTU Bulletin, 2008, no. 4, pp. 31–34.
3. Jel'darhanov A. S., Tarasevich N.I., Nuradinov A.S. [et al.] Vlijanie intensivnosti teplootvoda v zone vtorichnogo ohlazhdelenija MNLZ na formirovanie nepreryvnolityh zagotovok [The Effect of Heat Removal Intensity in the Secondary Cooling Zone of a Continuous Casting Machine on the Formation of Continuously Cast Billets]. Stal' = Steel, 2020, no. 2, pp. 15–19.
4. Vejnik A. I. Teorija zatverdevanija otливki [Theory of casting solidification]. Moscow, Mashgiz Publ., 1960, 436 p.
5. Kazancev E. I. Promyshlennye pechi [Industrial furnaces]. Moscow, Metallurgija Publ., 1975, 367 p.
6. Smirnov A.N., Kurban S.V., Shtepan E. V. Nepreryvnaja razlivka stali [Continuous casting of steel]. Doneck, DonGTU Publ., 2011, 482 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-44-49>
УДК 669

Поступила 05.11.2025
Received 05.11.2025

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕЖДЕВРЕМЕННО РАЗРУШЕННЫХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ СТЕРЖНЕВОЙ МЕЛЬНИЦЫ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 65Г

О. В. РОГОВЦОВА, Н. А. ГЛАЗУНОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Республика Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by.
Tel. + 375-2334-54503

Для дробления руды используется современное высокотехнологичное оборудование – стержневые мельницы (сухого или мокрого помола). Выбор стали для изготовления стержней обусловлен необходимостью обеспечения высокой прочности и устойчивости к износу. Работа стержневых мельниц имеет специфические особенности, измельчение в ней происходит за счет ударов и трения по линейному контакту вдоль образующей соприкасающихся стержней. Одним из недостатков стержневых мельниц является частый выход из строя рабочих стержней, особенно при измельчении мокрой фракции, что приводит к аварийной поломке мельницы. Преждевременное разрушение рабочих стержней при мокром измельчении происходит, как правило, из-за коррозионного поражения. Однако не все стержни, изготовленные из одного материала, подвергаются преждевременному коррозионному износу.

С целью определения причины преждевременного выхода из строя мелющих тел проведено исследование разрушенных в процессе эксплуатации стержней из стали марки 65Г (ГОСТ 14959-2016).

В ходе исследования проведен визуальный осмотр, определен химический состав, исследованы макроструктура по-перечного сечения стержней, микроструктура поверхностного слоя в зоне дефектов и в осевой зоне стержней. Определена причина коррозионных поражений локальных участков поверхности.

Ключевые слова. Исследование, макроструктура, микроструктура, дефекты, стальные стержни, поверхность, разрушение, коррозионное разрушение, выкрашивание, коррозия.

Для цитирования. Роговцова, О. В. Исследование преждевременно разрушенных мелющих тел стержневой мельницы, изготовленных из стали марки 65Г / О. В. Роговцова, Н. А. Глазунова // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 44–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-44-49>.

STUDY OF PREMATURELY DESTROYED GRINDING MATERIAL OF A ROD MILL MADE OF STEEL GRADE 65G

O. V. ROGOVTSOVA, N. A. GLAZUNOVA, OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC",
Zhlobin, Gomel Region, Republic of Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by.
Tel. + 375-2334-54503

Modern high-tech equipment is used for ore crushing – rod mills (dry or wet grinding). Choice of steel for rod production is driven by the need for high strength and wear resistance. Rod mills operate with specific characteristics, as grinding occurs through impact and friction along the linear contact line of the contacting rods. One of the disadvantages of rod mills is the frequent failure of the working rods, especially when grinding wet fractions, which leads to emergency breakdown of the mill. Premature failure of working rods during wet grinding typically occurs due to corrosion. However, not all rods made from the same material are subject to premature corrosive wear.

In order to determine cause of premature failure of grinding material, a study was conducted on rods made of steel grade 65G (GOST 14959–2016) that were destroyed during operation.

Visual inspection, determination of chemical composition, and examination of the rod cross-sectional macrostructure, as well as microstructure of the surface layer in the defect zone and in the rod axial zone were carried out. The cause of corrosion damage to localized surface areas was determined.

Keywords. Research, macrostructure, microstructure, defects, steel rods, surface, destruction, corrosion damage, crumbling, corrosion.

For citation. Rogovtsova O. V., Glazunova N. A. Study of prematurely destroyed grinding material of a rod mill made of steel grade 65G. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 44–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-44-49>.

Для дробления руды используется современное высокотехнологичное оборудование – стержневые мельницы (сухого или мокрого помола). Стержневые мельницы работают за счет вращения барабана,

заполненного стальными стержнями и измельчаемым материалом. Основной способ измельчения – контакт между кусками материала и стержнями, а также между самими стержнями.

Выбор стали для изготовления стержней обусловлен необходимостью обеспечения высокой прочности и устойчивости к износу. В основном стержни изготавливают из высокоуглеродистой горячекатаной стали. Одним из недостатков стержневых мельниц является частый выход из строя рабочих стержней, особенно при измельчении мокрой фракции, что приводит к аварийной поломке мельницы. Преждевременное разрушение рабочих стержней при мокром измельчении происходит, как правило, из-за коррозионного поражения.

С целью определения причины преждевременного выхода из строя мелющих тел проведено исследование разрушенных в процессе эксплуатации стержней из стали марки 65Г (ГОСТ 14959-2016).

В ходе исследования проводили визуальный осмотр и определяли наличие/отсутствие химической неоднородности, макроструктуру поперечного сечения стержней, микроструктуру поверхностного слоя в зоне дефектов и в осевой зоне стержней.

Первоначальный диаметр стержней был 90 мм, преждевременно разрушенных – 80 мм. Обычно стержни используются до уменьшения диаметра ~70 мм. Внешний вид исследуемых фрагментов стержней показан на рис. 1.



Рис. 1. Внешний вид исследуемых фрагментов стержней:

a – дефекты на 2/3 поверхности; *b* – участок длиной 400 мм без дефектов; *c* – 1/3 поверхности без дефектов

При визуальном осмотре исследуемых стержней наблюдаются коррозионные поражения поверхности. 2/3 поверхности стержней имеют множественные коррозионные разрушения в виде узких коротких поперечных углублений различной протяженности (рис. 1, *a*). На расстоянии ~400 мм от заправочного торца стержней (рис. 1, *b*) и с противоположной стороны ~1/3 поверхности стержней (рис. 1, *c*) видимые дефекты отсутствуют.

Для выявления возможной химической неоднородности определен химический состав исследуемых стержней по сечению и в подповерхностной зоне фотоэлектрическим спектральным методом по ГОСТ 18895-97 на оптико-эмиссионном спектрометре ARL 4460. Результаты исследования приведены в таблице.

Как видно из таблицы, в поперечном сечении исследуемых образцов химической неоднородности не выявлено, по химическому составу материал стержней соответствует марке стали 65Г (ГОСТ 14959-2016).

Химический состав по сечению стержней

Точки измерения	Массовая доля, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	Ti	V
	0,656	0,264	0,990	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,666	0,265	0,987	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,660	0,268	0,992	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,664	0,268	0,999	0,015	0,009	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,662	0,261	0,990	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,659	0,260	0,988	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,662	0,265	0,990	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,660	0,263	0,992	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,660	0,260	0,987	0,015	0,007	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,661	0,261	0,987	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,657	0,269	0,985	0,015	0,007	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,655	0,260	0,984	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,662	0,260	0,989	0,015	0,008	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
	0,657	0,260	0,990	0,015	0,007	0,08	0,10	0,18	0,025	0,01	0,002	0,003
65Г ГОСТ 14959-2016	0,62–0,70	0,17–0,37	0,90–1,20	≤ 0,035	≤ 0,035	≤ 0,25	≤ 0,25	≤ 0,20	–	–	–	–

Макроструктура исследована в образцах поперечного сечения в зоне видимых поверхностных коррозионных разрушений и в зоне без дефектов. В образцах наблюдается равномерная мелкокристаллическая макроструктура без признаков химической неоднородности, трещин, расслоений, корочек, флокенов, инородных и шлаковых включений не выявлено (рис. 2) (ГОСТ 10243-75).



Рис. 2. Макроструктура образцов поперечного сечения после горячего травления в 50%-ном растворе соляной кислоты: *а* – зона без дефектов; *б* – зона с дефектами

Микроструктура исследована на продольных образцах стержней в зоне видимых поверхностных коррозионных разрушений до и после травления в реактиве «Nital» [1].

В микрошлифах дефекты представляют собой узкие углубления, расположенные перпендикулярно плоскости деформации. Внутренняя поверхность полостей шероховатая с отложениями коррозионных продуктов (рис. 3).

В микроструктуре поверхности зоны наблюдаются участки деформированной структуры с маргентитом трения в виде нетравившихся «белых» слоев на поверхности толщиной в исследуемом сечении до 0,04 мм (рис. 4, *a*), а также участки с разрушением (выкрашиванием) «белого» слоя (рис. 4, *б*).

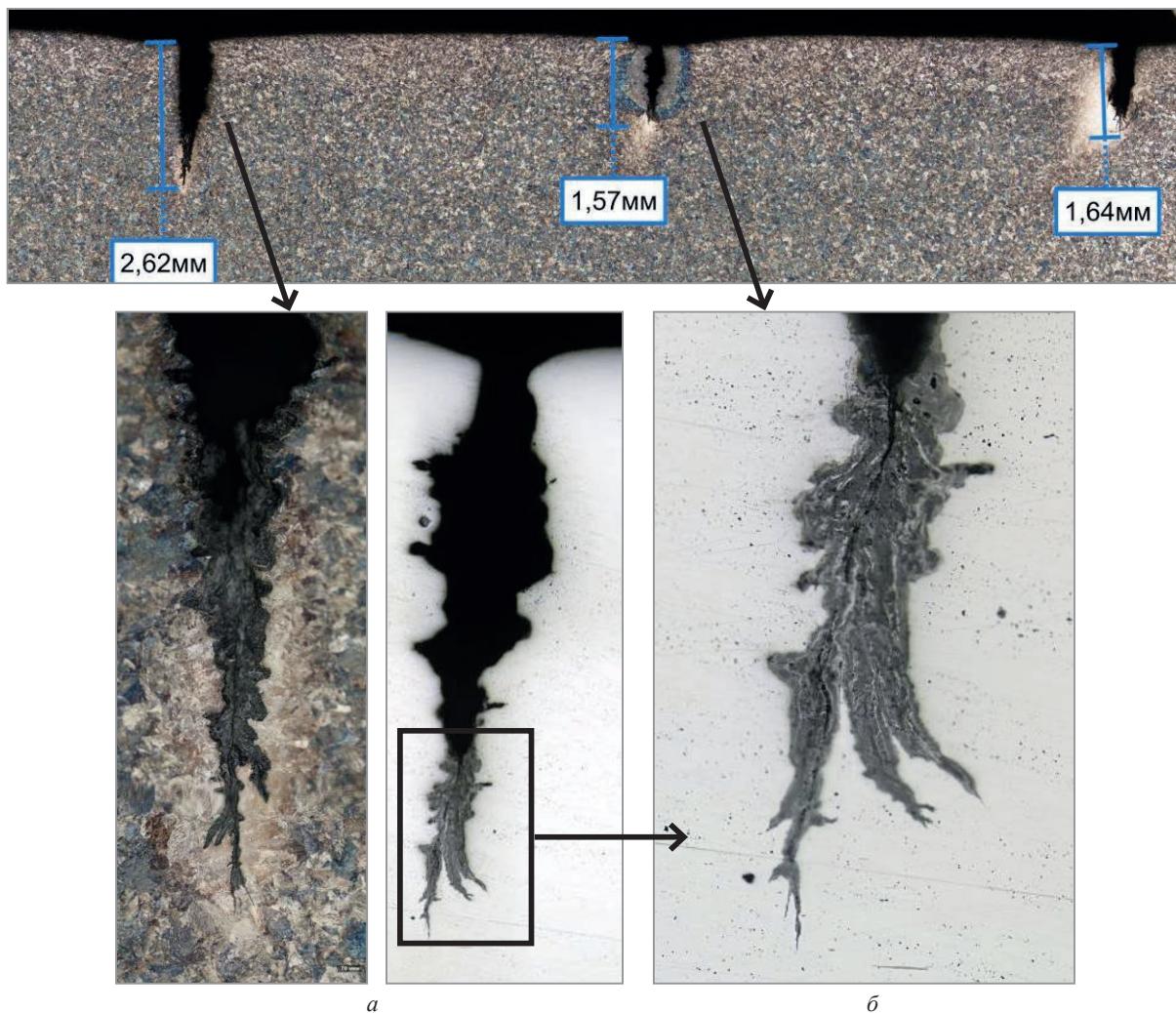


Рис. 3. Микроструктура стержней в зоне разрушения поверхности:
а – после травления в реактиве «Nital»; б – шлиф не травлен

Микроструктура в удалении от поверхности исследуемых микрошлифов равномерная и состоит из пластинчатого перлита и тонкой разорванной сетки феррита по границам перлитного зерна (рис. 4, в). Рядом с участками деформированной структуры начинают развиваться коррозионные повреждения поверхности (рис. 5). В зоне коррозионных разрушений дефектов metallургического происхождения не выявлено [2, 3] (ГОСТ 21014-2022).

Появление мартенсита трения обусловлено технологическим процессом работы стержневых мельниц. Работа стержневых мельниц имеет специфические особенности, измельчение в ней происходит за счет ударов и трения по линейному контакту вдоль образующей соприкасающихся стержней. Поверхность стержней подвергается деформации (вытянутые зерна у поверхности) с образованием аустенита трения, который при локальном импульсном силовом и тепловом воздействии и ускоренном охлаждении технологической средой (водой, реагентами) приводит к формированию мартенсита трения, обладающего высокой твердостью и значительной хрупкостью. При ударах стержней происходит интенсивное выкрашивание «белых» слоев, что приводит к ускоренному повреждению поверхности, так при взаимодействии стержней с измельчаемым материалом и технологической средой к абразивному износу добавляются процессы коррозии. При дальнейшем развитии коррозионных процессов на поверхности стержней образуются углубления, которые в условиях воздействия механических напряжений приводят к образованию транскристаллитных трещин. В свою очередь, транскристаллитная коррозия является одним из самых опасных видов коррозии, так как может приводить к внезапному разрушению стержней [4, 5].

Образование множественных коррозионных разрушений на 2/3 периметра поверхности стержней связано с технологическими особенностями эксплуатации и объясняется наличием застойных зон в стержневых мельницах, где скапливается пульпа и создаются условия для коррозии. Взаимодействие

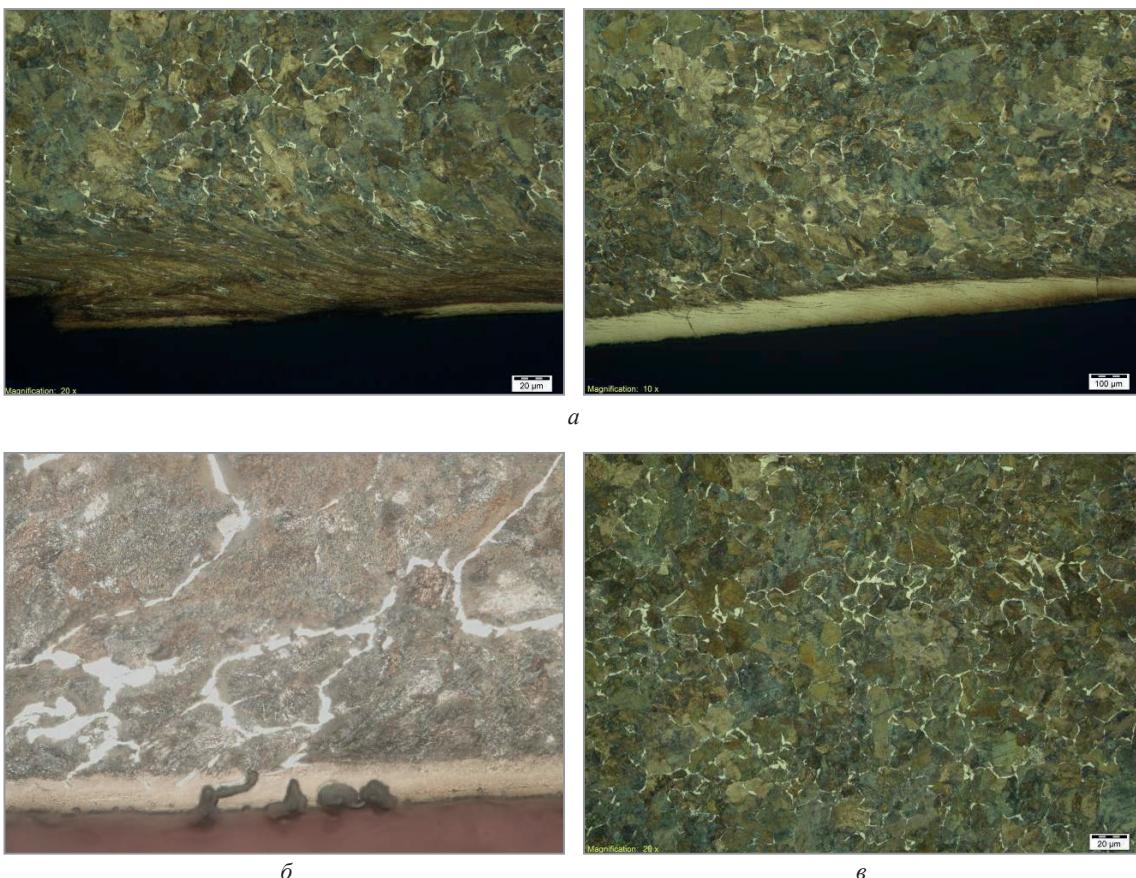


Рис. 4. Микроструктура продольных образцов стержней после травления в реактиве «Nital»:
а – поверхностная зона; б – выкрашивание «белого» слоя; в) в удалении от поверхности

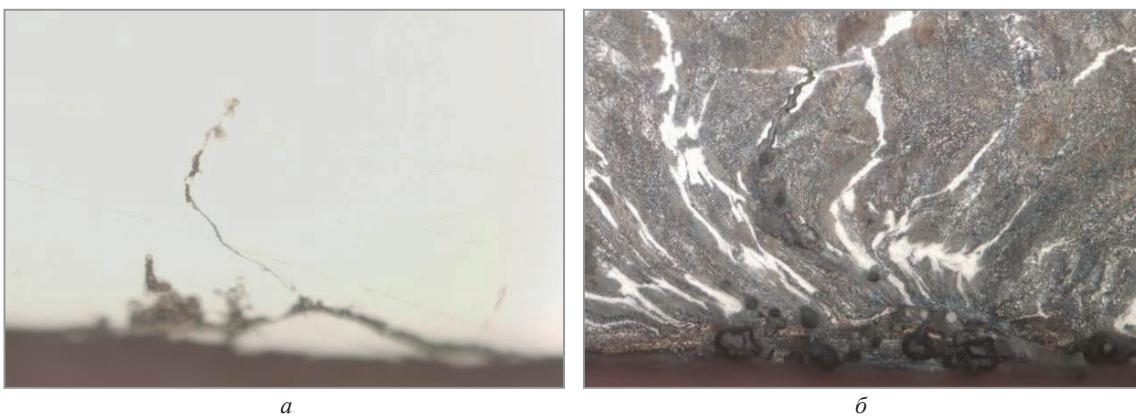


Рис. 5. Микроструктура поверхности образца стержня до и после травления в реактиве «Nital»:
а – шлиф не травлен; б – после травления в реактиве «Nital»

поврежденных поверхностных слоев стержней с компонентами измельчаемого материала и водой при мокром измельчении ускоряет процесс коррозии. В образовавшихся поверхностных несплошностях скапливается застойная среда, которая способствует дальнейшему коррозионному разрушению.

Анализ результатов исследования позволяет сделать вывод, что причиной преждевременного разрушения поверхности стержней явилось коррозионное поражение локальных повреждений поверхности из-за выкрашивания «белых» слоев, образующихся в процессе эксплуатации стержней.

Для увеличения срока службы мелющих тел стержневых мельниц необходимо использование стержней, изготовленных из коррозионно-стойких материалов; нанесение на поверхность стержней защитных покрытий; снижение скорости вращения барабана; предотвращение застойных зон; использование ингибиторов, замедляющих коррозию [6].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Баранова, Л. В.** Металлографическое травление металлов и сплавов / Л. В. Баранова, Э. Л. Демина. – М.: Металлургия, 1986. – 255 с.
2. Дефекты стали / С. М. Новокщенова [и др.] – М.: Металлургия, 1984. – 199 с.
3. **Микирова, З. А.** Дефекты стальных заготовок и металлопродукции: справ.-атлас / З. А. Микирова, Е. А. Перетягина, В. И. Грицаенко. – Минск: «СтройМедиаПроект», 2019. – 327 с.
4. **Пахомов, В. С.** Коррозия металлов и сплавов: справ. / В. С. Пахомов. – М.: Наука и технология, 2013. – 448 с.
5. **Акимов, Г. В.** Теория и методы исследования коррозии металлов / Г. В. Акимов. – М.; Л.: АН СССР, 1945. – 414 с.
6. **Мальцева, Г. Н.** Коррозия и защита оборудования от коррозии: учеб. пособ. / Г. Н. Мальцева. – Пенза, 2001.

REFERENCES

1. Baranova L.V., Demina Je.L. *Metallograficheskoe travlenie metallov i splavov* [Metallographic etching of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 255 p.
2. Novokshenova S.M., Vinograd M.I. et al. *Defekty stali* [Steel defects]. Moscow, Metallurgija Publ., 1984, 199 p.
3. Mikirova Z.A., Peretjagina E.A., Grichaenko V.I. *Defekty stal'nyh zagotovok i metalloprodukci* [Defects in steel blanks and metal products]. Minsk, StrojMediaProekt Publ., 2019, 327 p.
4. Pahomov V.S. *Korrozija metallov i splavov* [Corrosion of Metals and Alloys]. Moscow, Nauka i tehnologija Publ., 2013, 448 p.
5. Akimov G.V. *Teoriya i metody issledovanija korrozii metallov* [Theory and Methods of Metal Corrosion Research]. Moscow, AN SSSR Publ., 1945, 414 p.
6. Mal'ceva G.N. *Korrozija i zashita oborudovaniya ot korrozii* [Corrosion and Equipment Corrosion Protection]. Penza, 2001.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-50-55>
УДК 539.22

Поступила 29.10.2025
Received 29.10.2025

ВЛИЯНИЕ ПОЛОСЧАТОСТИ СТРУКТУРЫ НА АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ МАРКИ 60ПП

М. И. КРАВЦОВА, Т. И. СИДОРЕНКО, Я. С. КУЛАКОВСКАЯ, Н. В. ЛУТКОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: izm.czl@bmz.gomel.by

Различие механических свойств в отдельных направлениях представляет собой важную проблему, которая проявляется во влиянии на надежность и долговечность изделий, изготавливаемых из стали марки 60ПП, при эксплуатации. Анизотропия механических свойств может значительно ограничивать применение стали представленной марки в ответственных конструкциях. Понимание природы анизотропии и ее влияния на эксплуатационные характеристики металлопродукции позволит в дальнейшем разработать рекомендации по улучшению качества стальных изделий, что особенно важно в условиях современного производства. В данной статье рассмотрено влияние полосчатости феррито-перлитной структуры на различие фактических значений механических свойств, приведено исследование анизотропии механических свойств конструкционной стали марки 60ПП во взаимно перпендикулярных направлениях относительно прокатки.

Ключевые слова. Сталь, сортовой прокат, анизотропия, механические свойства, полосчатость структуры.

Для цитирования. Кравцова, М. И. Влияние полосчатости структуры на анизотропию механических свойств стали марки 60ПП / М. И. Кравцова, Т. И. Сидоренко, Я. С. Кулаковская, Н. В. Луткова // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 50–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-50-55>.

INFLUENCE OF BANDED STRUCTURE ON ANISOTROPY OF MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL GRADE 60PP

M. I. KRAVTSOVA, T. I. SIDORENKO, Ya. S. KULAKOVSKAYA, N. V. LUTKOVA, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.
E-mail: izm.czl@bmz.gomel.by

Difference in mechanical properties in individual directions is an important problem, which results in the impact on reliability and durability of products made from steel grade 60PP during operation. Anisotropy of mechanical properties can significantly limit the use of steel of the presented grade in critical structures. Understanding the nature of anisotropy and its impact on the performance characteristics of metal products will allow us to develop recommendations for improving the quality of steel products, which is especially important in modern production conditions. This article examines the influence of banding of ferrite-pearlite structure on the difference in the actual values of mechanical properties, and presents study of anisotropy of mechanical properties of structural steel grade 60PP in mutually perpendicular directions relative to rolling.

Keywords. Steel, rolled products, anisotropy, mechanical properties, banded structure.

For citation. Kravtsova M. I., Sidorenko T. I., Kulakovskaya Ya. S., Lutkova N. V. Influence of banded structure on anisotropy of mechanical properties of steel grade 60PP. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 50–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-50-55>.

Введение

Выпуск высококачественной металлопродукции, отвечающей требованиям нормативно-технической документации, а также рациональное использование сырья, топлива и полуфабрикатов в процессе изготовления являются важнейшими задачами современного этапа развития металлургического производства.

В то же время непрерывное совершенствование и развитие новых технологий получения материалов с разнообразными свойствами и возможностью задания требуемых характеристик предполагает более углубленное изучение структурных изменений как на различных стадиях создания конкретного изделия, так и в процессе его эксплуатации [1].

В настоящее время в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» освоено производство сортового проката из конструкционной углеродистой качественной стали марки 60ПП

в горячекатаном и термически обработанном состоянии. Указанный материал широко применяется для производства изделий методом горячей обработки давлением, включая горячую осадку, высадку, штамповку, а также холодную механическую обработку. Сталь 60ПП подходит для изготовления деталей автомобилестроения (например, детали трансмиссии, элементы подвески и др.), работающих в условиях повышенных механических нагрузок и представляет собой надежный материал для производства изделий, требующих высокой прочности и износостойкости, особенно в условиях, где требуется пониженная прокаливаемость и хорошая обрабатываемость.

Принимая во внимание особенности области применения стали марки 60ПП в части требований к обеспечению надежности и долговечности механизмов, важную проблему представляют собой анизотропные свойства, так как они влияют на эксплуатационные характеристики изготавливаемых изделий. Различие механических свойств в отдельных направлениях (анизотропия) может значительно ограничивать применение данной марки стали при производстве ответственных деталей и механизмов.

Актуальность темы обусловлена широким применением стали в различных отраслях, включая строительство, автомобиле- и машиностроение. Понимание природы анизотропии и ее влияния на эксплуатационные характеристики металлопродукции позволит в дальнейшем разработать рекомендации по улучшению качества стальных изделий, что особенно важно в условиях современного производства.

Целью данной работы является исследование анизотропии механических свойств конструкционной стали марки 60ПП в различных направлениях относительно прокатки.

Литературный обзор

Анизотропия – это свойство материалов, при котором их физические или механические характеристики (например, упругость, прочность, пластичность, ударная вязкость, теплопроводность, электропроводность) зависят от направления измерения. Изотропные материалы в противоположность этому облашают одинаковыми свойствами во всех направлениях.

По структурному признаку различают два основных случая анизотропии, иногда существующих одновременно: гомогенную (обусловливается кристаллическим строением твердых тел) и гетерогенную (волокнистую, строчечную и т.д.), связанную с неоднородностью структуры.

Гомогенная анизотропия проявляется как у макро- и микрогомогенных, так и у гетерогенных структур (монокристаллы, поликристаллы при наличии преимущественных кристаллографических ориентировок текстур и т.д.) [2].

Гетерогенная анизотропия связана с неоднородностью структуры. Ориентированные волокна часто отделены одно от другого другими фазами, например, при наличии карбидной строчечности или неметаллических включений, вытянутых вдоль направлений течения при обработке давлением [2], в том числе полосчатости структуры.

Анизотропия свойств стали при горячей прокатке – это закономерное явление, обусловленное особенностями деформации и формирования структуры в процессе прокатки.

Основными причинами анизотропии стальных изделий при горячей прокатке являются.

Вытягивание зерен (морфологическая анизотропия). При прокатке кристаллиты или другие структурные элементы поворачиваются вдоль направления деформации таким образом, что вместо беспорядочной ориентировки зерна в поликристалле приобретают сходную текстуру, что приводит к значительному изменению микроструктуры и, как следствие, к анизотропным свойствам.

Распределение неметаллических включений и легирующих элементов. В процессе прокатки неметаллические включения (сульфиды, оксиды и т.д.) и некоторые легирующие элементы вытягиваются в направлении прокатки [2]. Эти включения служат центрами кристаллизации феррита, в результате чего образуется полосчатая феррито-перлитная структура [3]. Авторы [2] отмечают, что это приводит к снижению свойств в поперечном направлении и особенно в направлении через толщину, поскольку включения и сегрегации становятся концентриаторами напряжений и облегчают зарождение и распространение трещин.

Остаточные напряжения. Горячая прокатка может приводить к возникновению остаточных напряжений в стали, которые могут быть неравномерно распределены по объему и также способствовать анизотропии свойств.

В тех случаях, когда напряженное состояние неизвестно или оно переменно, следует стремиться к уменьшению анизотропии свойств применяемых материалов. На основе имеющихся литературных данных [4], а также производственного опыта можно рекомендовать некоторые пути регулирования анизотропии [2].

1. Применение гомогенизации слитков, которая уменьшает неоднородность их структуры, что, в свою очередь, приводит к снижению анизотропии структуры и свойств обработанных давлением полуфабрикатов [2].
2. Выбор оптимального содержания легирующих добавок в сплавах и их соотношения [2].
3. Повышение чистоты металла по вредным примесям способствует уменьшению неметаллических включений, которые при обработке давлением ориентируются вдоль направления деформации и понижают свойства в поперечном направлении [2].
4. Подбор оптимальных режимов термической обработки полуфабрикатов и изделий. Например, рекристаллизационный отжиг либо полностью устраниет текстуру (при благоприятном содержании примесей добавок), либо в отдельных случаях приводит к образованию нескольких преимущественных кристаллографических ориентировок, влияние которых на анизотропию взаимно компенсируется [2].
5. Для горячедеформированных изделий важную роль играют степень деформации, температурно-скоростные параметры обработки, дробность и направление деформации. Последний фактор особенно важен для катаных изделий. Анизотропия может быть уменьшена в результате правильно проведенной термомеханической обработки, в то же время при неправильных режимах она может оказаться существенной [2].

Несомненно, что путем подбора соответствующих технологических режимов анизотропия механических свойств большинства металлических изделий может быть значительно снижена, если она нежелательна, или отрегулирована в нужном направлении [2].

Экспериментальная часть

Исследование анизотропии механических свойств изделий из различных металлических сплавов послужило написанию большого количества работ, оценка анизотропии которых выполнялась по результатам испытаний на одноосное растяжение продольных и поперечных образцов, вырезанных из массивных изделий, а также образцов, вырезанных не менее чем в трех направлениях из листового материала, причем полученные результаты отличаются при сравнительном анализе [3].

Для исследования анизотропии механических свойств стали проведены испытания на одноосное растяжение горячекатаных образцов проката диаметром 75 мм стали марки 60ПП производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Для проведения испытаний на растяжение были изготовлены образцы, направление продольной оси которых ориентировано под углом 0, 45 и 90° относительно траектории прокатки (рис. 1 [3]). Определение механических свойств проводили на машине для испытаний на растяжение Zwick Roell Z250 в соответствии с ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение».

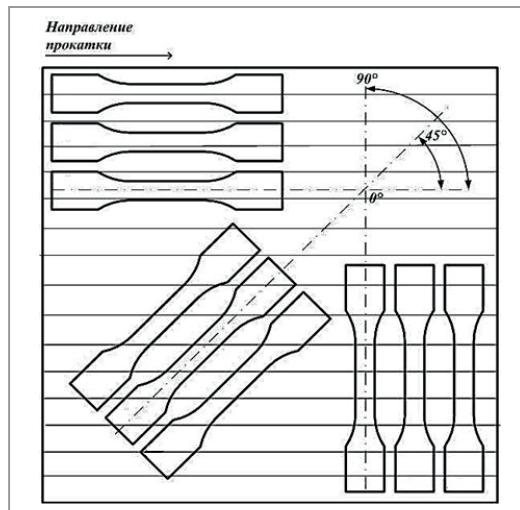


Рис. 1. Схема вырезки образцов для испытаний на одноосное растяжение

Подготовку образцов для исследования микроструктуры осуществляли с помощью автоматической шлифовально-полировальной системы ACCURA 102. Травление выполняли в 4 %-ном растворе азотной кислоты в спирте. Металлографическое исследование образцов проводили с использованием инвертированного металлографического микроскопа «NIM 900».

Результаты испытаний

При испытании на растяжение пропорциональных образцов в соответствии с ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение» были определены такие механические свойства, как условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление разрушению (σ_b), относительное удлинение (δ) и относительное сужение (ψ).

Статистическую обработку результатов эксперимента для исключения ошибочных значений и промахов осуществляли в соответствии с рекомендациями [5].

Средние значения результатов испытаний на одноосное растяжение горячекатанных образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1.

Угол вырезки образца, град	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрушению σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
0	341,5	626,3	20,0	34,7
45	342,5	626,6	17,7	31,5
90	343,0	625,1	19,7	32,8

По результатам испытаний на одноосное растяжение горячекатанных образцов построены графики зависимости механических свойств от ориентировки оси образцов относительно прокатки (рис. 2 а, б).

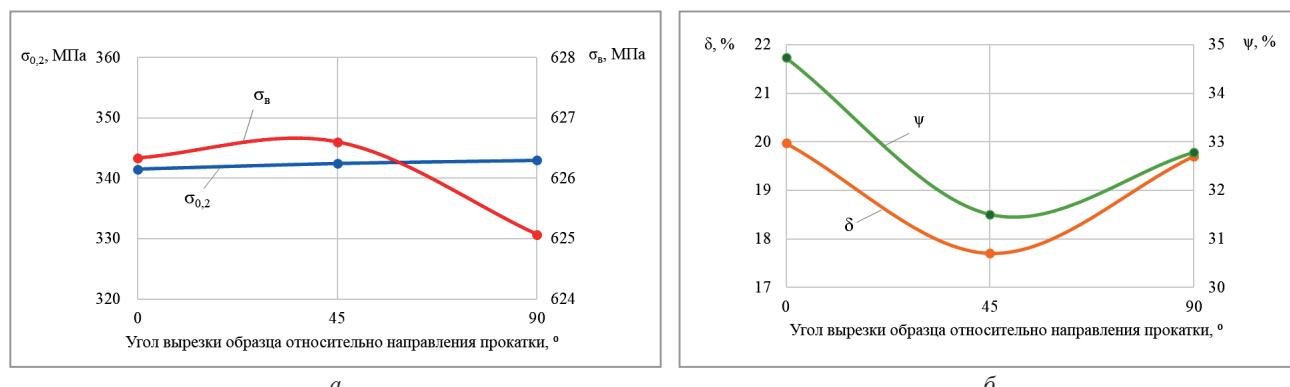


Рис. 2. Зависимость механических свойств от ориентировки оси образцов относительно прокатки:
а – условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$, МПа) и временное сопротивление разрушению (σ_b , МПа);
б – относительное удлинение (δ , %) и относительное сужение (ψ , %)

Микроструктура головок пропорциональных образцов, разрушенных после испытаний на растяжение, показана на рис. 3, а–в.

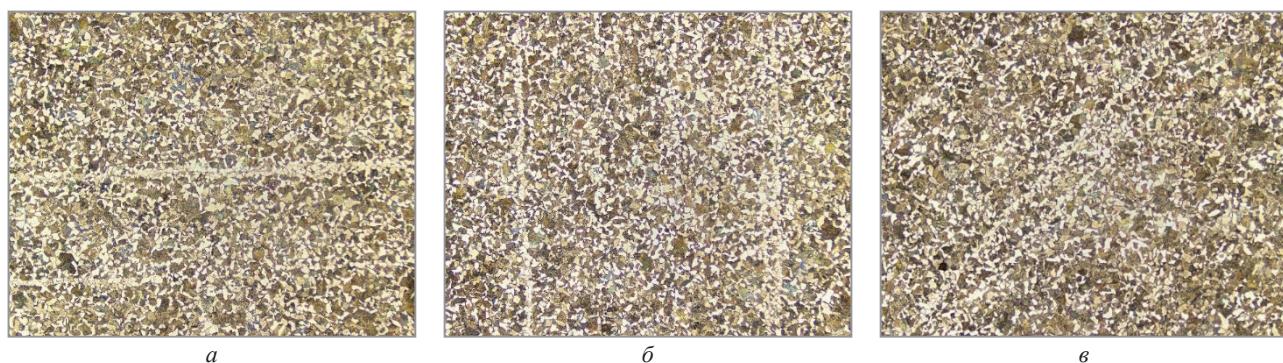


Рис. 3. Микроструктура головок пропорциональных образцов: а – образцы с направлением продольной оси под углом 90° относительно траектории прокатки; б – образцы с направлением продольной оси под углом 0° относительно траектории прокатки; в – образцы с направлением продольной оси под углом 45° относительно траектории прокатки. $\times 100$

В микроструктуре наблюдается тенденция сохранения ориентировки структуры вдоль направления деформации со сплошными и разорванными полосами из равноосных зерен феррита (феррито-перлитная полосчатость).

Анализ и обсуждение результатов испытаний

Из табл. 1, а также рис. 2 видно, что механические свойства стали при испытании образцов, вырезанных из прутка вдоль, поперек и под углом 45°, относительно направления прокатки различаются.

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и временное сопротивление разрушению (σ_b) образцов изменяются несущественно и соответственно в данном случае не зависят от направления прокатки. Незначительная анизотропия σ_b и $\sigma_{0,2}$, очевидно, обусловлена способом деформации проката, так как в процессе горячей деформации наряду с упрочнением происходит процесс разупрочнения металла путем возврата, полигонизации и рекристаллизации [3].

Относительное удлинение и относительное сужение образцов в зависимости от угла вырезки образцов относительно прокатки, напротив, имеют отличные друг от друга значения. Так, наибольшие значения δ и ψ присущи образцам, направление продольной оси которых ориентировано под углом 0° относительно траектории прокатки. Наименьшая пластичность материала наблюдается под углом 45° к направлению прокатки, надо полагать по причине значительного упрочнения материала, обусловленного совпадением направления волокна с максимальными касательными напряжениями в процессе испытания на растяжение [3], следовательно, в данном случае основное влияние оказывает феррито-перлитная полосчатость.

Предел прочности образцов с углом ориентации оси относительно направления прокатки 0° выше, чем у образцов с углом ориентации оси относительно направления прокатки 90 и 45° ввиду того, что ориентированные вдоль направления деформации неметаллические включения (сульфиды), являющиеся центрами кристаллизации феррита и, следовательно, выступающие одним из факторов формирования феррито-перлитной полосчатости, имеют наименьшее влияние на статическую прочность в данном направлении.

Зависимость свойств материала от направления оказывает определенное влияние на технологические процессы изготовления изделий. Однако, для того чтобы оценить влияние анизотропии, в технологических расчетах необходимо использовать показатели, количественно характеризующие анизотропию свойств [6].

Степень анизотропии свойств материалов количественно выражается через отношение значений одного и того же свойства, измеренных в разных направлениях, к его среднему значению. Формула для вычисления степени анизотропии зависит от конкретного свойства и типа анизотропии, но в общем виде может быть представлена как отношение максимального и минимального значения этого же свойства, измеренного в перпендикулярных направлениях, или как отношение разности максимального и минимального значения этого же свойства, измеренного в разных направлениях, к среднему значению. Выбор конкретной формулы для расчета степени анизотропии зависит от конкретного свойства и типа анизотропии, а также от поставленной задачи.

Коэффициент анизотропии механических свойств стали 60ПП во взаимно перпендикулярных направлениях (под углами 0 и 90° относительно траектории прокатки) рассчитывали по формуле:

$$A = S_1 / S_2, \quad (1)$$

где S_1 – среднее значение параметра в одном направлении; S_2 – среднее значение этого же параметра, измеренного в перпендикулярном направлении.

Коэффициенты анизотропии механических свойств во взаимно перпендикулярных направлениях (под углами 0 и 90° относительно траектории прокатки) приведены в табл. 2.

Таблица 2.

Марка стали	Механические свойства	Угол вырезки образца, град		Коэффициент анизотропии механических свойств		Отклонение от изотропного состояния, %
		0	90			
		среднее значение величины				
60ПП	$\sigma_{0,2}$, МПа	341,5	343,0	$A\sigma_{0,2}$	1,004	0,44
	σ_b , МПа	626,3	625,1	$A\sigma_b$	0,998	0,20
	δ , %	20,0	19,7	$A\delta$	0,987	1,33
	ψ , %	34,7	32,8	$A\psi$	0,944	5,61

Коэффициент анизотропии в контексте деформации указывает на то, насколько отличаются свойства материала в разных направлениях. Если коэффициент равен 1, то материал изотропен, и механические свойства одинаковы по всем направлениям. Если коэффициент больше или меньше 1, то это значит, что материал анизотропен по исследуемым направлениям на величину отклонения от изотропного состояния (табл. 2).

Выводы

1. Рассмотрено понятие анизотропии.
2. Проанализированы и выявлены параметры, оказывающие влияние на проявление анизотропии механических свойств в стали.
3. В результате экспериментального исследования (испытание на растяжение) горячекатанных образцов выявлено различие механических свойств сортового проката вдоль, поперек и под углом 45° относительно направления прокатки.
4. В ходе металлографического исследования головок пропорциональных образцов, разрушенных после испытаний на растяжение, выявлена неоднородность структуры – феррито-перлитная полосчатость.
5. Рассчитаны коэффициенты анизотропии механических свойств горячекатанных образцов стали марки 60ПП во взаимно перпендикулярных направлениях (под углами 0 и 90° относительно траектории прокатки). Рассчитанные коэффициенты анизотропии условного предела текучести ($A\sigma_{0,2}$) и временного сопротивления разрушению (σ_b) указывают на изотропию указанных выше механических свойств во взаимно перпендикулярных направлениях. Пластичность же в перпендикулярном направлении относительно траектории прокатки меньше, чем в продольном (коэффициенты анизотропии A_δ и A_ψ меньше 1).
6. Причинами различия механических свойств горячекатаного сортового проката стали марки 60ПП вдоль, поперек и под углом 45° относительно направления прокатки является способ деформации и наличие феррито-перлитной полосчатости структуры, которая, в свою очередь, зависит от термической обработки прокатка, количества и морфологии неметаллических включений в стали. Важно отметить, что наличие в структуре феррито-перлитной полосчатости в большей степени ухудшает весь комплекс механических характеристик стали, делая ее менее надежной и долговечной в эксплуатации по причине неоднородности свойств в различных направлениях.

В дальнейшем планируются исследование анизотропии механических свойств горячекатаной и отожженной стали различного марочного состава в различных направлениях относительно прокатки, расчет коэффициента анизотропии механических свойств во взаимно перпендикулярных направлениях (под углами 0 и 90° относительно траектории прокатки) и сравнительный анализ анизотропии механических свойств горячекатанных и отожженных образцов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Большаков, В. И.** Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Д. В. Лаухин. – Днепропетровск: ГВУЗ «PGASA», 2010. – 174 с.
2. **Фридман, Я. Б.** Механические свойства металлов / Я. Б. Фридман. – 3-е изд. в 2-х ч. Ч. 1. Деформация и разрушение. – М.: Машиностроение, 1974. – 472 с.
3. **Осипок, Т. В.** Оценка анизотропии механических свойств листового проката из углеродистой стали / Т. В. Осипок, С. А. Зайдес // Вестник Иркутского гос. техн. ун-та. – 2020. – Т. 24. – № 5. – С. 1007–1018.
4. **Микляев, П. Г.** Анизотропия механических свойств материалов / П. Г. Микляев, Я. Б. Фридман. – М.: Металлургия, 1969. – 268 с.
5. Основы научных исследований. Математическое моделирование технических процессов. В 2-х ч. / Г. Ф. Протасевич [и др.]. – Минск: БНТУ, 2009. – Ч. 1. – 92 с.
6. **Гречников, Ф. В.** К расчету среднего значения коэффициента анизотропии листовых материалов / Ф. В. Гречников, Я. А. Ерисов, В. М. Зайцев // Изв. Самар. науч. центра РАН. – 2014. – Т. 16. – № 4. – С. 154–157.

REFERENCES

1. Bol'shakov V.I., Suhomlin G.D., Lauhin D.V. *Atlas struktur metallov i splavov* [Atlas of Metal and Alloy Structures]. Dnepropetrovsk, GVUZ "PGASA" Publ., 2010, 174 p.
2. Fridman Ja.B. *Mehanicheskie svojstva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1974, 472 p.
3. Osipok T.V., Zajdes S.A. Ocenna anizotropii mehanicheskikh svojstv listovogo prokata iz uglerodistoj stali [Evaluation of the anisotropy of mechanical properties of carbon steel sheet products]. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tehnicheskogo universiteta = Bulletin of the Irkutsk State Technical University*, 2020, vol. 24, no. 5, pp. 1007–1018.
4. Mikljaev P.G., Fridman Ja.B. *Anizotropija mehanicheskikh svojstv materialov* [Anisotropy of mechanical properties of materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1969, 268 p.
5. Protasevich G.F. *Osnovy nauchnyh issledovanij. Matematicheskoe modelirovanie tehnicheskikh processov* [Fundamentals of Scientific Research. Mathematical Modeling of Technical Processes]. Minsk, BNTU Publ., 2009, vol. 1, 92 p.
6. Grechnikov F.V., Erisov Ja.A., Zajcev V.M. K raschetu srednego znachenija koefficientej anizotropii listovyh materialov [Calculating the average anisotropy coefficient of sheet materials]. *Izvestija Samarskogo nauchnogo centra RAN = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2014, no.4, vol. 16, pp. 154–157.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-56-63>
УДК 669.017:53;534.29-7/-8;621.791.92

Поступила 29.09.2025
Received 29.09.2025

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТЕНКИ, НАПЛАВЛЕННЫЕ ПО ТЕХНОЛОГИИ WAAM

**В. В. РУБАНИК, В. Ф. ЛУЦКО, В. В. РУБАНИК мл., И. А. ШАКУРОВ, Д. П. ДРАБО, ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларусь», г. Витебск, Беларусь, пр. Генерала Людникова, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by**
**Н. Н. РЕСНИНА, С. П. БЕЛЯЕВ, Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия, Университетская наб., 7**

Приведены результаты исследований по влиянию ультразвуковых колебаний на микроструктуру и анизотропию свойств стальных образцов, полученных проволочно-дуговой аддитивной наплавкой. Установлено, что ультразвуковые колебания подавляют формирование столбчатых зерен и кристаллографической текстуры, вызванной эпигаксиальным ростом от подложки. Рентгеноструктурный анализ подтвердил снижение интенсивности рефлекса (110) α -Fe в 1,5–3,0 раза без ультразвуковых колебаний, тогда как при ультразвуковых колебаниях структура приближается к изотропной. Результаты показывают эффективность ультразвуковых колебаний при управлении процессом наплавки WAAM.

Ключевые слова. Послойная электродуговая наплавка, ультразвуковые колебания, аддитивные технологии.

Для цитирования. Рубаник, В. В. Влияние ультразвуковых колебаний на стенки, наплавленные по технологии WAAM / В. В. Рубаник, В. Ф. Луцко, В. В. Рубаник мл., И. А. Шакуров, Д. П. Драбо, Н. Н. Реснина, С. П. Беляев // Ли-
тъе и металлургия. 2025. № 4. С. 56–63. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-56-63>.

THE INFLUENCE OF ULTRASONIC VIBRATIONS ON WALLS DEPOSITED USING THE WAAM TECHNOLOGY

**V. V. RUBANIK, V. F. LUTCKO, V. V. RUBANIK jr., I. A. SHAKUROV, D. P. DRABO, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus, 13, Generala Lyudnikova ave.
E-mail: ita@vitebsk.by**
**N. N. RESNINA, S. P. BELYAEV, Saint-Petersburg State University,
Saint-Petersburg, Russia, 7, Universitetskaya Embankment**

The results of a study examining the effect of ultrasonic vibrations (UT) on the microstructure and anisotropy of steel samples produced by wire-arc additive cladding are presented. UT suppresses the formation of columnar grains and crystallographic texture caused by epitaxial growth from the substrate. X-ray diffraction analysis confirmed a 1.5–3.0-fold decrease in the intensity of the (110) α -Fe reflection without UT, while with UT, the structure approaches isotropic. The results demonstrate the effectiveness of UT control in the WAAM cladding process.

Keywords. Layer-by-layer electric arc surfacing, ultrasonic vibrations, additive technologies.

For citation. Rubanik V.V., Lutcko V.F., Rubanik V.V. jr., Shakurov I.A., Drabo D.P., Resnina N.N., Belyaev S.P. The influence of ultrasonic vibrations on walls deposited using the WAAM technology. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 56–63. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-56-63>.

Введение

Проволочно-дуговое аддитивное производство (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) – это метод направленного энергетического осаждения (Directed Energy Deposition, DED), использующий электрическую дугу для плавления расходуемой проволоки и послойного формирования заготовки.

Процесс WAAM характеризуется низкими энергозатратами, что связано с возможностью реализации технологии на базе стандартного сварочного оборудования [1]. Помимо экономичности, процесс WAAM обладает упрощенными технологическими требованиями. В отличие от методов на основе электронного луча [2] он не требует вакуумной среды, что исключает длительные простоя на вакуумирование и снижает риск нежелательного воздействия, например старения, на материал [3]. Хотя для защиты расплава от атмосферного загрязнения необходим инертный газ (например, аргон), WAAM менее подвержен проблемам испарения и выгорания легирующих элементов по сравнению с электронно-лучевой сваркой в вакууме [4].

Важным технологическим преимуществом WAAM является энергетическая эффективность. Электрическая дуга обладает более высоким коэффициентом полезного действия тепловложения (до 85–90 %) по сравнению с лазерными источниками [5]. Это делает WAAM особенно выгодным с точки зрения энергопотребления при работе с высокоотражающими металлами, обладающими низким коэффициентом поглощения лазерного излучения, такими, как алюминий [6], медь и магний [7]. Наконец, по производительности WAAM демонстрирует конкурентоспособность: при типичной высоте слоя 1–2 мм и шероховатости поверхности порядка 500 мкм [8] технология обеспечивает скорость осаждения до 10 кг/ч, что сопоставимо с показателями лазерных и электронно-лучевых DED-систем при аналогичной материалоемкости.

Ключевой проблемой аддитивного производства металлических материалов является формирование столбчатых зерен, что, в свою очередь, приводит к выраженной кристаллографической текстуре [9–12]. Это обусловлено эпитаксиальным ростом зерен в направлении [001] за счет отвода теплоты подложкой. Столбчатые зерна растут через слои в высоту, достигая в методах DED диаметра в сотни микрон и длины в несколько миллиметров. Такая структура ухудшает механические свойства конструкционных сплавов (сталей, титановых) и функциональные свойства материалов с памятью формы. Показательно, что восстанавливаемая деформация образцов NiTi с памятью формы, произведенных методом WAAM, оказывается втрое ниже, чем у сплавов, полученных традиционными технологиями [13].

Для предотвращения образования столбчатой структуры разработаны несколько подходов. Так, прокатка после наплавления каждого слоя эффективно разрушает текстуру, но применима лишь к деталям простой геометрии [14–16]. Контроль охлаждения, изменяя термические градиенты, способствует измельчению зерна, однако провоцирует трещинообразование из-за высоких остаточных напряжений [17, 18]. Ультразвуковая обработка позволяет снижать как внутренние напряжения, так и размер получаемых зерен [19, 20] и может быть применима к получению деталей любой формы, однако эта перспективная технология не отработана, а влияние параметров ультразвуковой обработки при наплавке не установлено. Поэтому цель данной работы – исследование влияния ультразвуковой обработки при послойной электродуговой наплавке на структуру и свойства стальной стенки.

Методика проведения исследования

Для проведения исследования метода WAAM с наложением ультразвуковых колебаний (УЗК) спроектирована и создана лабораторная установка, включающая ультразвуковой генератор, акустическую систему, инверторный сварочный аппарат с механизмом подачи проволоки, пневмосистему, механизмы линейного перемещения (рис. 1, табл. 1).

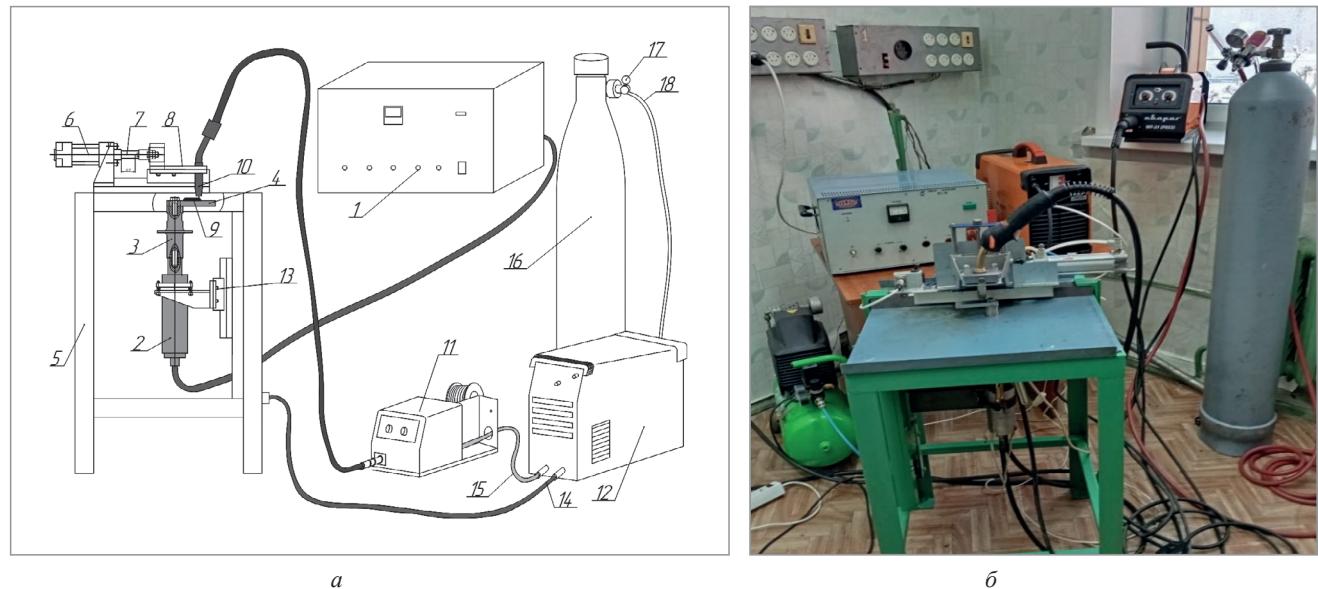


Рис. 1. Блок-схема (*a*) и вид (*b*) лабораторной установки послойной наплавки методом WAAM с наложением на подложку ультразвуковых колебаний

В качестве расходного электрода использовали омедненную стальную проволоку марки СВ-08-Г2С диаметром 0,8 мм. Наплавку производили на подложку из стали Ст3, закрепленную на волноводе с помощью болтового соединения (рис. 2).

Таблица 1. Перечень основных частей установки

Номер позиции на рис. 1	Наименование
1	Ультразвуковой генератор
2	Магнитострикционный преобразователь
3	Волновод-излучатель
4	Подложка
5	Станина
6	Пневмоцилиндр
7	Шток пневмоцилиндра
8	Механизм линейного перемещения горелки
9	Наплавленный металл
10	Горелка
11	Подающее устройство
12	Источник питания
13	Механизм линейного перемещения акустической системы
14	Клемма заземления
15	Кабель управления
16	Баллон с газом
17	Редуктор
18	Газовый шланг



Рис. 2. Вид крепления к волноводу подложки, на которой наплавлена стенка по технологии послойной наплавки

Наплавку осуществляли в защитной среде аргона со скоростью наплавки 0,75 м/мин, скоростью подачи проволоки 6 м/мин, напряжением 4,5 В, давлением подачи газа 1,2 МПа. Между нанесением слоев выдерживали время остывания 2 мин. Ультразвуковое воздействие применяли непосредственно в процессе наплавки с использованием ультразвукового генератора частотой 20 кГц и мощностью 1 кВт.

Микроструктуру образцов исследовали методом оптической микроскопии на микроскопе Микро-200. Фазовый состав определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-2.

Основные результаты

При ультразвуковой наплавке испытаны два режима (№ 1 и 2), отличающиеся распределением амплитуды УЗК по длине подложки (рис. 3). В режиме № 1 минимальная амплитуда составила 4 мкм, а максимальная – 6 мкм. В режиме № 2 эти значения составляли 3 и 1 мкм соответственно.

Образцы, наплавленные при повышенной амплитуде УЗК, демонстрировали разбрызгивание металла и формирование неровных слоев (рис. 4, а). В образцах, наплавленных при сниженной амплитуде УЗК (режим № 2), наблюдали аналогичные дефекты, однако менее выраженные (рис. 4, б). Поэтому для формирования стенки высотой ~30 мм выбран режим № 2.

Изготовлены 36-слойные стенки как с применением ультразвука, так и без него (рис. 5). Видно, что образец, наплавленный без ультразвука, имеет одинаковую высоту (рис. 5, а), тогда как в образце, наплавленном под действием ультразвука, высота меняется (рис. 5, б). Это связано с тем, что амплитуда УЗК влияет на угол смачивания, что, в свою очередь, влияет на высоту слоя. Поскольку существует распределение амплитуды по длине подложки, то это определяет неодинаковую толщину слоев по длине образца и ведет к формированию стенки с неодинаковой высотой.

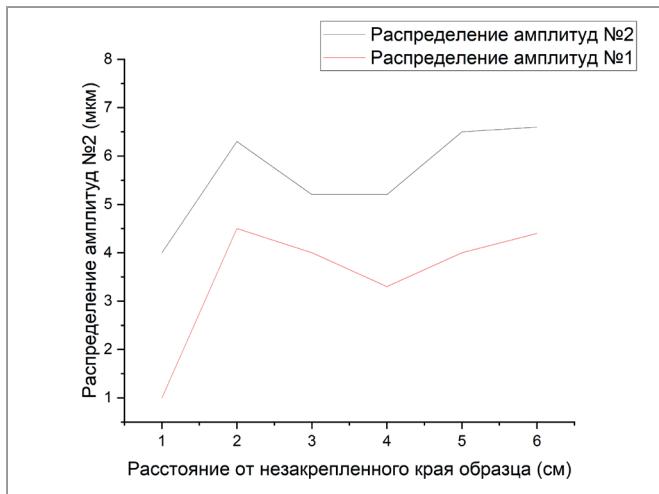
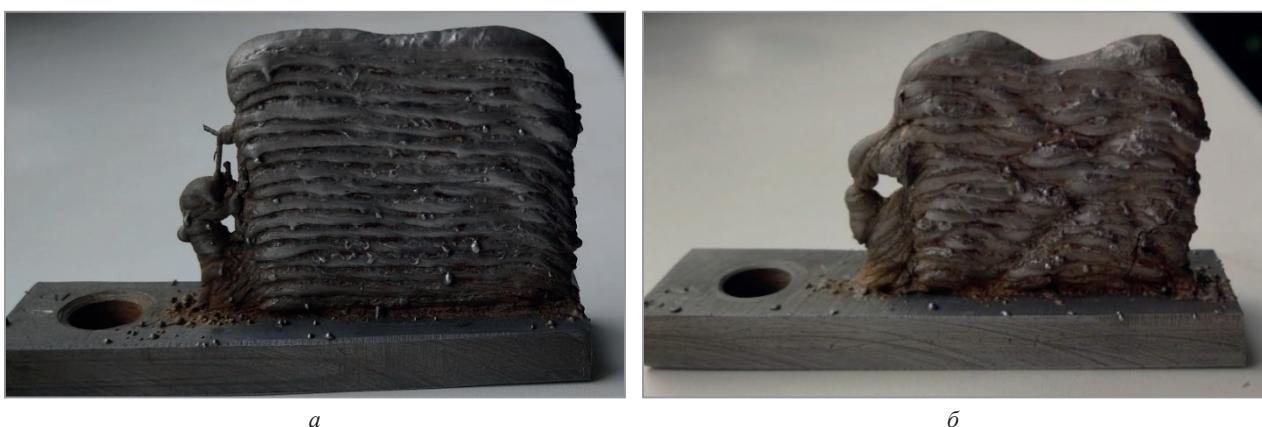


Рис. 3. Распределение амплитуд ультразвуковых колебаний по длине подложки

Рис. 4. Вид стенки, наплавленной при режиме: *a* – № 1; *b* – № 2Рис. 5. Вид образцов, полученных по технологии послойной наплавки:
a – без наложения ультразвука; *b* – с наложением ультразвука в процессе наплавки каждого слоя

Результаты металлографического анализа показали, что в верхних слоях наплавки без УЗК четко выражена крупнокристаллическая столбчатая структура (рис. 6, *a*). В нижних слоях всех стенок наблюдалось мелкие разноосные зерна, образование которых обусловлено $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращениями, происходящими при многократных термических циклах в процессе наплавки слоев (рис. 6, *b*).

В случае наплавки с УЗК (режим № 2) в верхних слоях также присутствовала столбчатая структура, однако размер зерна был существенно мельче, чем в образцах без УЗК (рис. 7, *a*). В нижних слоях образцов с УЗК, как и без УЗК, наблюдались мелкие разноосные зерна (рис. 7, *b*).

Таким образом, применение УЗК при наплавке (режим № 2) приводит к измельчению зерна в верхних слоях наплавленного металла, хотя столбчатые зерна сохраняются. Формирование мелких разноосных зерен в нижних слоях является общим для всех исследованных режимов наплавки и объясняется $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращениями при повторяющихся термических циклах.

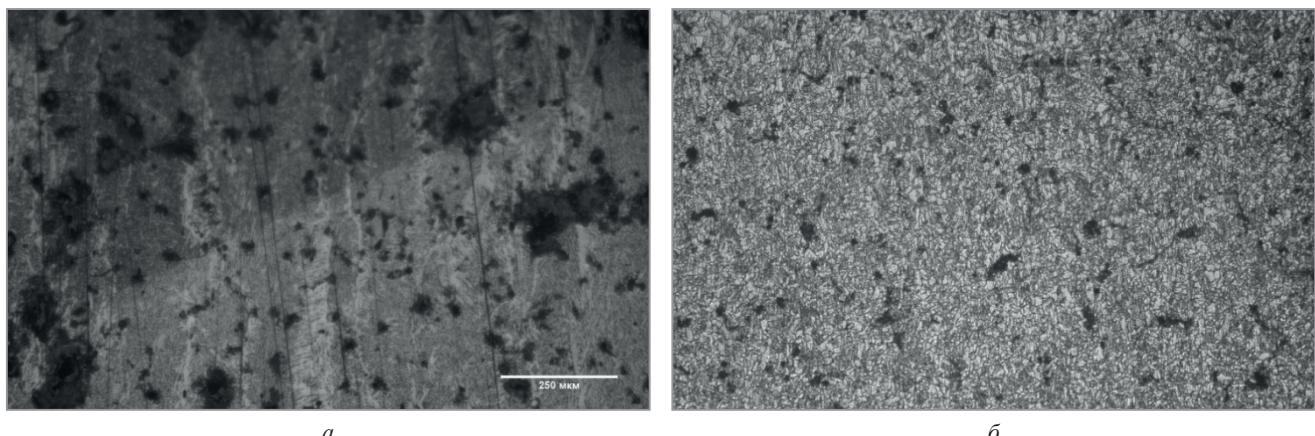


Рис. 6. Микроструктура верхних (а) и нижних (б) слоев образца, полученного без применения ультразвука

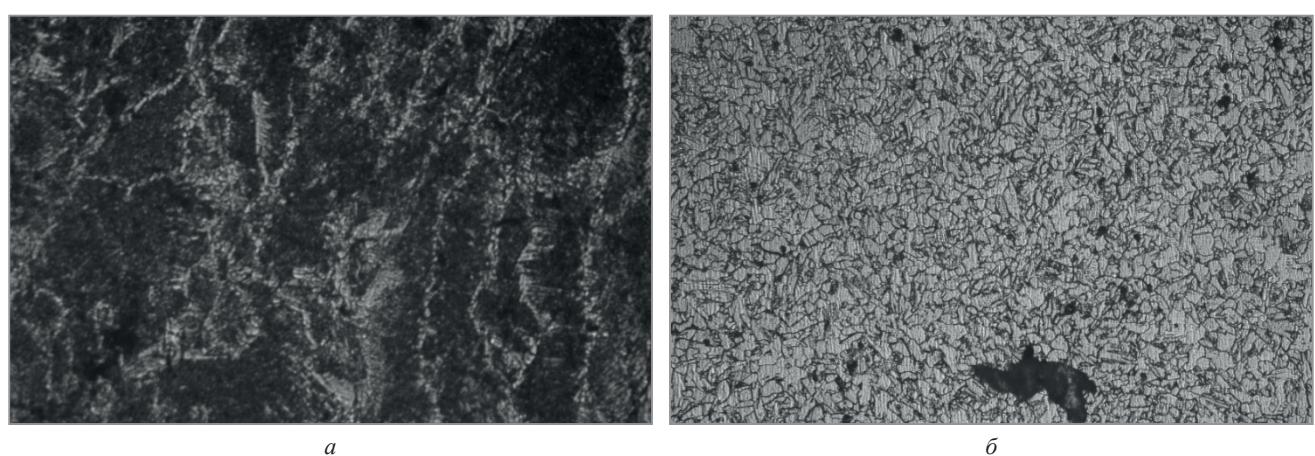
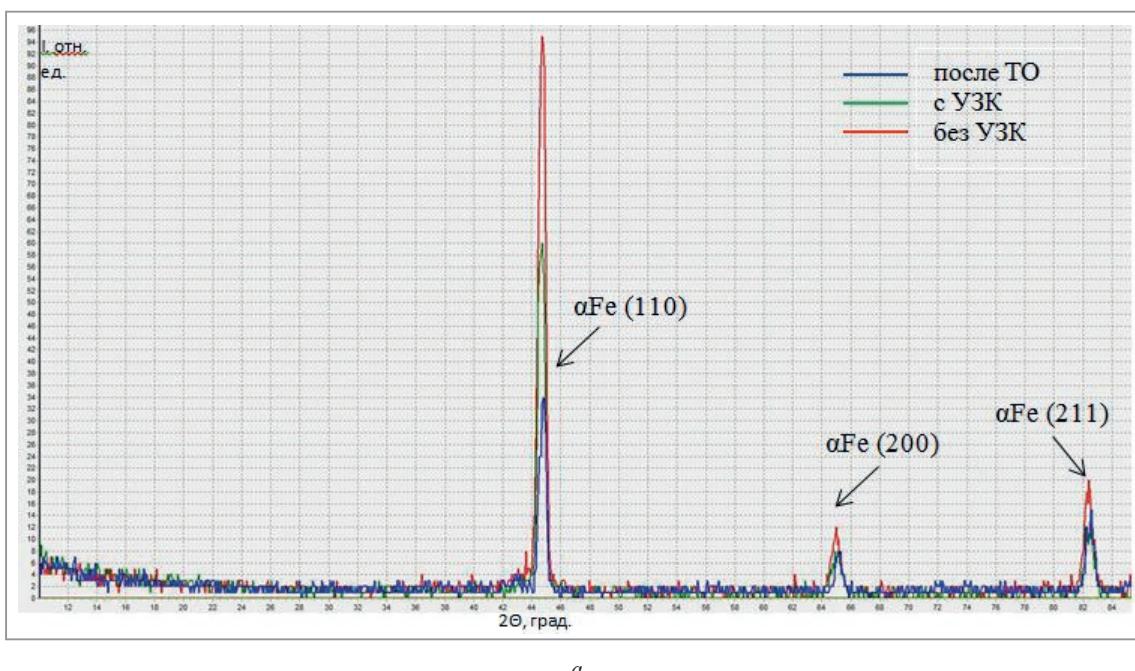


Рис. 7. Микроструктура верхних (а) и нижних (б) слоев образца, полученного при наплавке с УЗК

Рентгеноструктурный анализ (PCA) выявил, что α -Fe-фаза является доминирующей во всех исследованных наплавленных стенках. В верхних слоях образцов фиксируется увеличение интенсивности рефлекса (110) α -Fe по сравнению с отожженным эталонным образцом из стали Ст3 (рис. 8, в), что является следствием формирования выраженной кристаллографической текстуры, характерной для крупных столбчатых зерен с преимущественной ориентацией кристаллических решеток (100) вдоль направления роста.



а

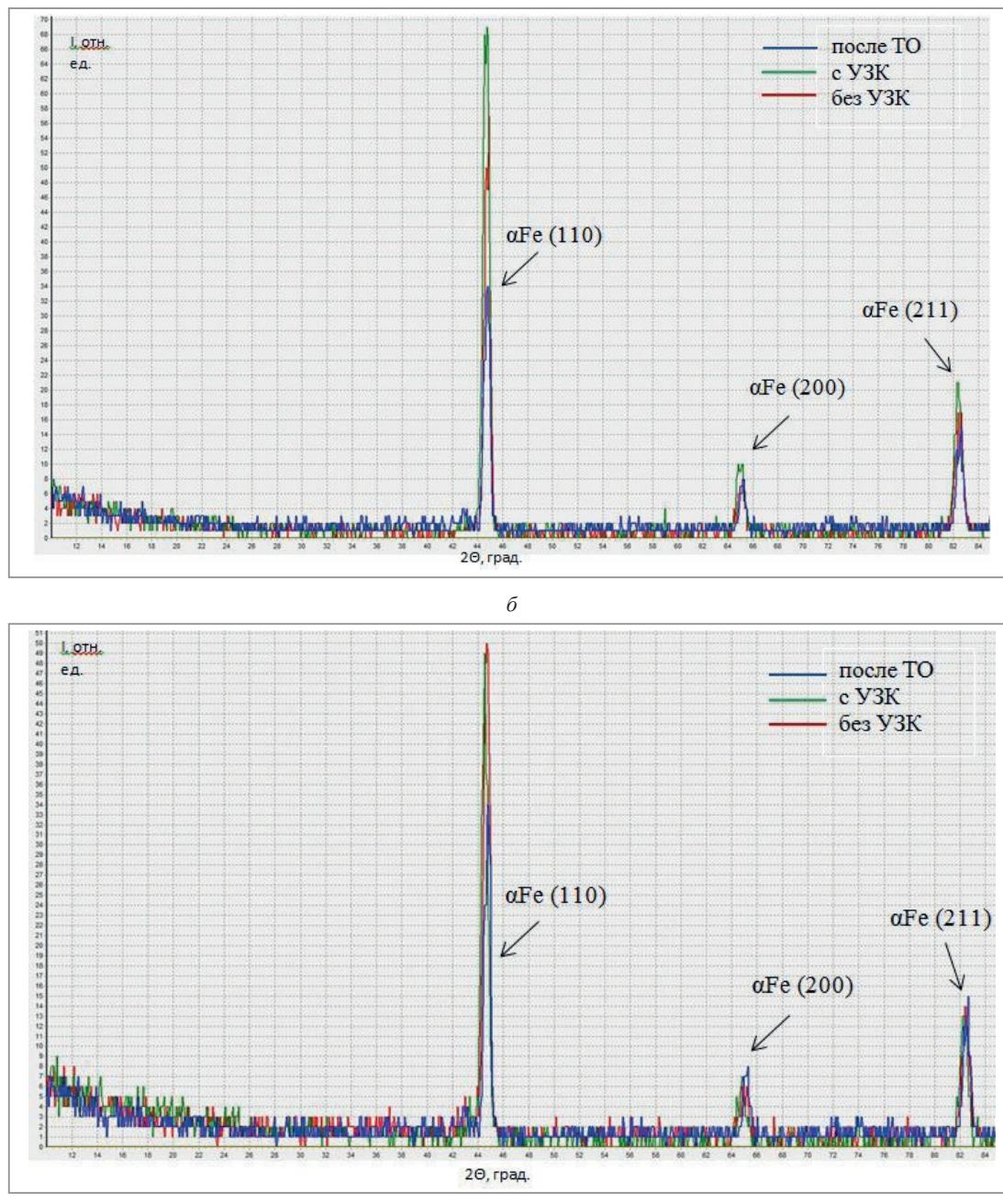


Рис. 8. Дифракционные спектры образцов из нижней (а), средней (б) и верхней (в) частей стенки наплавленных слоев с применением ультразвука и без него, а также образца после термообработки

При наложении ультразвуковых колебаний в процессе наплавки разброс значений интенсивности рефлекса (110) между измерениями значительно уменьшается (рис. 8). Более того, средняя интенсивность этого рефлекса приближается к значениям эталона. Это свидетельствует о формировании более мелкозернистой и изотропной кристаллографической структуры.

Полученные данные РСА полностью коррелируют с результатами оптической микроскопии, где четко визуализируется уменьшение размера столбчатых зерен и повышение доли равноосных зерен в верхних слоях при ультразвуковой обработке.

Указанные эффекты объясняются интенсификацией процессов фрагментации растущих дендритов под действием акустических потоков и кавитационных явлений, генерируемых ультразвуком в расплаве.

Выводы

1. Результаты исследования демонстрируют значимый эффект наложения ультразвуковых колебаний в процессе WAAM-наплавки. Установлено, что УЗК эффективно подавляют рост крупных

столбчатых зерен, что подтверждено как микроструктурным анализом, так и данными РСА. Управление размером зерна достигается за счет комплекса физических явлений, индуцируемых ультразвуком: интенсивного акустического течения, локальной кавитации и вибрационного воздействия на фронт кристаллизации, способствующих фрагментации дендритов.

2. Полученные результаты открывают перспективы для целенаправленного управления микроструктурой и напряженным состоянием деталей, изготавливаемых методом аддитивной наплавки, прямо в процессе их формирования. Ключевое преимущество данного подхода заключается в минимизации или полном исключении необходимости применения энергоемких и дорогостоящих методов последующей термической или механической постобработки, направленных на достижение аналогичных целей.

Работа выполнена в рамках совместного проекта Санкт-Петербургского научного центра (№ 23-РБ-09-43) и Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (№ Т24СПБГ-008).

ЛИТЕРАТУРА

1. A Low-Cost Open-Source Metal 3-D Printer / G. Anzalone, Ch. Zhang, B. Wijnen [et al.] // IEEE Access. – 2013. – Vol. 1. – P. 803–810.
2. Milewski, J. O. Lasers, electron beams, plasma arcs / J. O. Milewski // Additive Manufacturing of Metals. – 2017. – Vol. 258. – P. 85–97.
3. Feasibility of in situ controlled heat treatment (ISHT) of Inconel 718 during electron beam melting additive manufacturing / W.J. Sames, K.A. Unocic, G.W. Helmreich [et al.] // Additive Manufacturing. – 2017. – Vol. 13. – P. 156–165.
4. Taminger, K. Electron beam freeform fabrication: a rapid metal deposition process / K. Taminger, R.A. Hafley // Proceedings of the 3rd Annual automotive composites conference. – Troy, 2003.
5. A comparison of energy consumption in wire-based and powder-based additive-subtractive manufacturing / M.A. Jackson, A. Van Asten, J.D. Morrow [et al.] // Procedia Manufacturing. – 2016. – Vol. 5. – P. 989–1005.
6. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms / D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach [et al.] // International Materials Reviews. – 2012. – Vol. 57. – P. 133–164.
7. Wire arc additive manufacturing of AZ31 magnesium alloy: grain refinement by adjusting pulse frequency / J. Guo, Y. Zhou, C. Liu [et al.] // Materials. – 2016. – Vol. 9.
8. Wire arc additive manufacturing / S.W. Williams, F. Martina, A.C. Addison [et al.] // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 32. – P. 641–647.
9. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback [et al.] // Progress in Materials Science. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.
10. Grain refinement of NiTi alloys during ultrasound-assisted wire-arc directed energy deposition / M. Zhang, B. Wang, X. Li [et al.] // Virtual and Physical Prototyping. – 2023. – Vol. 19.
11. Structure, martensitic transformations and mechanical behaviour of NiTi shape memory alloy produced by wire arc additive manufacturing / N. Resnina, I.A. Palani, S. Belyaev [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 851.
12. Modelling of wire-arc additive manufacturing – A review / R.F.V. Sampaio, J.P.M. Pragana, I.M.F. Bragança [et al.] // Advances in Industrial and Manufacturing Engineering. – 2023. – Vol. 6. – P. 100121.
13. Grain refinement of NiTi alloys during ultrasound-assisted wire-arc directed energy deposition / M. Zhang, B. Wang, X. Li [et al.] // Virtual and Physical Prototyping. – 2023. – Vol. 19.
14. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components / P.A. Colegrove, J. Donoghue, F. Martina [et al.] // Scripta Materialia. – 2017. – Vol. 135. – P. 111–118.
15. The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc additive manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V / J. Donoghue, A.A. Antonysamy, F. Martina [et al.] // Materials Characterization. – 2016. – Vol. 114. – P. 103–114.
16. Effects of vertical and pinch rolling on residual stress distributions in wire and arc additively manufactured components / R. Tangestani, G.H. Farrahi, M. Shishegar [et al.] // J. of Mater. Eng. and Perform. – 2020. – Vol. 29. – P. 2073–2084.
17. Yan, F. Grain structure control of additively manufactured metallic materials / F. Yan, W. Xiong, E.J. Faierson // Materials. – 2017. – Vol. 10. – P. 1260.
18. Nickel, A.H. Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing / A.H. Nickel, D.M. Barnett, F.B. Prinz // Materials Science and Engineering: A. – 2001. – Vol. 317. – P. 59–64.
19. Effects of in-process ultrasonic vibration on weld formation and grain size of wire and arc additive manufactured parts / J. Zhang, Y. Xing, J. Zhang [et al.] // Materials. – 2022. – Vol. 15. – P. 5168.
20. Influence of ultrasonic vibration on molten pool behavior and deposition layer forming morphology for wire and arc additive manufacturing / Ji Feilong, Qin Xunpeng, Hu Zeqi [et al.] // International Communications in Heat and Mass Transfer. – 2022. – Vol. 130. – P. 105789.

REFERENCES

1. Anzalone G., Zhang Ch., Wijnen B. [et al.] A Low-Cost Open-Source Metal 3-D Printer. *IEEE Access*, 2013, no. 1, pp. 803–810.
2. Milewski J. O. Lasers, electron beams, plasma arcs. *Additive Manufacturing of Metals*, 2017, vol. 258, pp. 85–97.
3. Sames W.J., Unocic K.A., Helmreich G.W. [et al.] Feasibility of in situ controlled heat treatment (ISHT) of Inconel 718 during electron beam melting additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, vol. 13, pp. 156–165.
4. Taminger K., Hafley R.A. Electron beam freeform fabrication: a rapid metal deposition process. *Proceedings of the 3rd Annual automotive composites conference*. Troy, 2003.

5. Jackson M.A., Van Asten A., Morrow J.D. [et al.] A comparison of energy consumption in wire-based and powder-based additive-subtractive manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 2016, vol. 5, pp. 989–1005.
6. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K. [et al.] Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57, pp. 133–164.
7. Guo J., Zhou Y., Liu C. [et al.] Wire arc additive manufacturing of AZ31 magnesium alloy: grain refinement by adjusting pulse frequency. *Materials*, 2016, vol. 9.
8. Williams S.W., Martina F., Addison A.C. [et al.] Wire arc additive manufacturing. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32, pp. 641–647.
9. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. [et al.] Additive manufacturing of metallic components –Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224.
10. Zhang M., Wang B., Li X. [et al.] Grain refinement of NiTi alloys during ultrasound-assisted wire-arc directed energy deposition. *Virtual and Physical Prototyping*, 2023, vol. 19.
11. Resnina N., Palani I.A., Belyaev S. [et al.] Structure, martensitic transformations and mechanical behaviour of NiTi shape memory alloy produced by wire arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 851.
12. Sampaio R.F.V., Pragana J.P.M., Bragança I.M.F. [et al.] Modelling of wire-arc additive manufacturing – A review. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, 2023, vol. 6, pp. 100121.
13. Zhang M., Wang B., Li X. [et al.] Grain refinement of NiTi alloys during ultrasound-assisted wire-arc directed energy deposition. *Virtual and Physical Prototyping*, 2023, vol. 19.
14. Colegrove P.A., Donoghue J., Martina F. [et al.] Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 111–118.
15. Donoghue J., Antonysamy A.A., Martina F. [et al.] The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc additive manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, 2016, vol. 114, pp. 103–114.
16. Tangestani R., Farrahi G.H., Shishegar M. [et al.] Effects of vertical and pinch rolling on residual stress distributions in wire and arc additively manufactured components. *J. of Mater. Eng. and Perform.*, 2020, vol. 29, pp. 2073–2084.
17. Yan F., Xiong W., Faierson E.J. Grain structure control of additively manufactured metallic materials. *Materials*, 2017, vol. 10, pp. 1260.
18. Nickel A.H., Barnett D.M., Prinz F.B. Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 317, pp. 59–64.
19. Zhang J., Xing Y., Zhang J. [et al.] Effects of in-process ultrasonic vibration on weld formation and grain size of wire and arc additive manufactured parts. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 5168.
20. Ji Feilong, Qin Xunpeng, Hu Zeqi [et al.] Influence of ultrasonic vibration on molten pool behavior and deposition layer forming morphology for wire and arc additive manufacturing. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 2022, vol. 130, pp. 105789.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-64-72>
УДК 621.745.55

Поступила 28.08.2025
Received 08.08.2025

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АК9 МИКРОДОБАВКАМИ РЗМ

*A. T. ВОЛОЧКО, M. С. КОВАЛЬКО, D. С. ФЕДОРОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: dmitry48497@yandex.by
ЧЖАН ЧЖИБО, ДУНФУ СУН, Институт новых материалов Академии наук провинции Гуандун*

В работе представлены результаты исследований по повышению механических свойств литьевого алюминиевого сплава АК9 за счет модифицирования обработкой комплексного модификатора в виде лигатуры Al – 8% Sr – 10% (La + Ce). Установлено, что введение редкоземельных элементов (La, Ce) и Sr способствует измельчению всех основных составляющих структуры, повышению твердости, предела прочности и пластичности, особенно в сплавах с повышенным содержанием железа. Показано, что применение предлагаемого подхода позволяет расширить использование вторичных алюминиевых сплавов в изделиях ответственного назначения в машиностроении.

Ключевые слова. Модификация, алюминиевые сплавы, АК9, силумины, механические свойства, повышение прочности.

Для цитирования. Волочко, А. Т. Повышение механических свойств алюминиевых сплавов АК9 микродобавками РЗМ / А. Т. Волочко, М. С. Ковалько, Д. С. Федорович, Чжан Чжибо, Дунфу Сун // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 64–72. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-64-72>.

IMPROVEMENT OF MECHANICAL PROPERTIES OF AK9 ALUMINUM ALLOYS THROUGH RARE-EARTH MICROADDITIONS

*A. T. VOLOCHKO, M. S. KOVALKO, D. S. FEDOROVICH, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: dmitry48497@yandex.by
ZHANG ZHIBO, DONGFU SONG, Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences*

The article presents research results on enhancing the mechanical properties of the cast aluminum alloy AK9 by modification with a complex modifier in the form of an Al – 8% Sr – 10% (La + Ce) master alloy. It has been established that the introduction of rare-earth elements (La, Ce) and Sr contributes to the refinement of all major structural constituents, increasing hardness, tensile strength, and ductility, especially in alloys with elevated iron content. The study demonstrates that the proposed approach expands the application of secondary aluminum alloys in critical engineering components.

Keywords. Modification, aluminum alloys, AK9, silumins, mechanical properties, strength enhancement.

For citation. Volochko A. T., Kovalko M. S., Fedorovich D. S., Zhang Zhibo, Dongfu Song. Improvement of mechanical properties of AK9 aluminum alloys through rare-earth microadditions. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 64–72. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-64-72>.

Современное развитие машиностроения, авиастроения, электротранспорта и других отраслей техники предъявляет повышенные требования к конструкционным материалам. Алюминиевые сплавы благодаря сочетанию легкости, коррозионной стойкости и теплопроводности находят широкое применение в промышленности. Среди них особое внимание уделяется литьевым сплавам – силуминам. Наибольшее распространение получили сплавы системы Al–Si–Mg (АК9 и АК9ч), обладающие хорошими литьевыми свойствами и достаточными механическими свойствами, что делает их востребованными при создании корпусных элементов деталей двигателестроения и других компонентов [1].

Оба сплава регулируются ГОСТ 1583-93, и ключевым отличием является содержание примесей, в частности железа (табл. 1). Ввиду этого сплав АК9ч обладает большей пластичностью, но меньшими прочностными характеристиками.

Сплав АК9ч демонстрирует высокую герметичность отливок, устойчивость к агрессивным средам, однако в то же время требует строгого контроля газонасыщения, сложной термообработки, а также использования первичных шихтовых материалов, что существенно повышает его себестоимость. Наличие достаточно большого количества в сплаве АК9 примесей (табл. 1), в первую очередь железа, огрубляет микроструктуру, влияет на механические свойства и снижает коррозионную стойкость [2, 3].

Таблица 1. Химический состав и механические свойства сплавов АК9 и АК9ч по ГОСТ 1583-93

Сплав	Зарубежные аналоги	Содержание элементов, мас. %									Механические свойства		
		Fe	Si	Mn	Ni	Al	Cu	Mg	Zn	примеси	предел прочности (σ_b), МПа	твердость HB	относительное удлинение (δ), %
АК9	A03600; EN AC-43400; AC4A; GAISi9Mg	до 1,3	8,0– 11,0	0,2– 0,5	до 0,3	85,1– 91,6	до 1,0	0,2– 0,4	до 0,5	всего 3,0	157–245	60–90	0,5–1,0
АК9ч	AlSi10Mg; EN AC-43500; ADC3; GK-AlSi10Mgwa	до 1,0	8,0– 10,5	0,2– 0,5	до 0,1	86,94– 91,63	до 0,3	0,17– 0,3	до 0,3	всего 1,5	147–225	50–70	1,5–3,0

Модифицирование алюминиевых сплавов представляет собой актуальное направление исследований, цель которого – устранение этих ограничений.

Для модифицирования силуминов используемые добавки условно разделяются в зависимости от воздействия на отдельные элементы структуры. Так, добавки Ti, В, Ta, Zr, V, Mo и другие преимущественно модифицируют зернистую структуру, могут изменять форму дендритов. Элементы Sr, Na, Sb, Bi, Li модифицируют эвтектику силуминов. Ряд элементов P, Se, I, Nb и другие изменяют размеры и форму β -Si кристаллов в сплаве и тем самым способствуют повышению физико-механических и трибологических свойств [4]. Модифицирующие элементы могут вводиться в виде флюсовых композиций, порошков, в том числе в струе инертного газа, в виде лигатур-модификаторов, представляющих промежуточные сплавы. Интерес исследователей и металлургов вызывают модификаторы, оказывающие комплексное воздействие на отдельные элементы структуры, обеспечивающие возможность дисперсного упрочнения. Глобулизация (сфериодизация) железосодержащих фаз использованием традиционного модификатора силуминов типа Al-5Ti-B не приводит к значительным изменениям структуры, это же прослеживается и при добавлении Sr и Ce [5].

К числу путей повышения конструкционной прочности силуминов следует отнести обработку лигатурами-модификаторами, содержащими натриевые соли фосфорных кислот, интерметаллиды с неравновесной квазикристаллической структурой, аморфный стеклоуглерод [6–10]. Такие микродобавки позволяют повысить не только прочностные характеристики, но и пластичность литьих заготовок, что открывает путь для их последующего формообразования. Так, обработка давлением литьих заготовок повышает конструкционную прочность силуминов, что позволяет применять их взамен железоуглеродистых сплавов [11]. При этом снижается масса деталей, их инерционность при одновременном повышении эксплуатационных характеристик.

Модифицирующее действие наноразмерных керамических частиц оксидов SiO_2 , Al_2O_3 , нитрида бора BN проявляется в измельчении эвтектической составляющей силуминов, что, вероятно, связано с изменением переохлаждения фронта кристаллизации [12]. Действие таких частиц позволяет снизить до 25–30 % содержание водорода в расплаве и повысить механические свойства на 10–50 %. Для комплексного воздействия таких керамических частиц предложен способ получения модификаторов, при котором химико-термической обработкой на их поверхности осаждались элементы Ti и В. Эти элементы эффективно действуют на размер α -Al силуминов. Для ввода и равномерного распределения в расплаве керамических частиц с таким покрытием использовали лигатуры-модификаторы, которые получали методом горячей экструзии смеси порошков [13].

В последние годы тенденцией стало введение редкоземельных элементов (РЗМ) типа La, Sc, Ce и др., которые также оказывают комплексное воздействие как на измельчение зернистой структуры α -Al, так и на модифицирование эвтектического кремния [14]. При этом усиление комплексного воздействия РЗМ на микроструктуру силуминов может оказывать Sr. В этом случае микродобавки стронция модифицируют кремний, а РЗМ подавляют рост дендритов. Оптимальное количество РЗМ создает множество гетерогенных центров кристаллизации при зарождении первичной α -Al фазы, что способствует измельчению структуры. Особо следует подчеркнуть, что синергетическое влияние РЗМ и стронция [14] может проявляться и при воздействии на интерметаллиды, в том числе железосодержащие фазы, изменяя морфологию (повысявая их сферичность). Эквивалентный диаметр богатых железосодержащих фаз увеличивается до 12–13 % в сравнении с обработкой силуминов традиционным модификатором Al-5Ti-1B,

что одновременно повышает прочностные и пластические характеристики, открывает возможность более широкого использования вторичных алюминиевых сплавов, загрязненных Fe, для производства деталей ответственного машиностроения.

Целью работы является повышение конструкционной прочности силуминов путем модифицирования РЗМ и для широкого вовлечения вторичных ресурсов при получении ответственных изделий силовых агрегатов машиностроения. Для достижения поставленной цели требовалось определить:

- оптимальное количество комплексного модификатора, содержащего Sr, La, Ce, при различных условиях приготовления расплава (индукционного и электронагревом) на свойства материалов;
- влияние микролегирования РЗМ в составе лигатур на механические свойства сплава АК9 с разным содержанием вредных примесей железа;
- влияние скорости кристаллизации на свойства сплава;
- термическую стабильность сохранения эффекта модифицирования.

Материалы и методы исследований

Исследование влияния модифицирования проводили на силумине типа АК9 – Al–0,3Cu–0,33Mn–9Si–0,22Mg при различном содержании Fe. В качестве комплексного модификатора (КМ) использовали лигатуру на основе алюминия – Al–8 мас. % Sr–10 мас. % (La + Ce).

Плавку образцов вели в индукционной тигельной печи ИСВ 0,04 в графито-шамотных тиглях с возможностью последующей выдержки расплава в электропечи сопротивления (рис. 1). Модифицирование производили как перед непосредственной разливкой расплава в формы после индукционной плавки, так и перед выдержкой расплава в электропечи сопротивления. Для получения экспериментальных образцов отливок алюминиевых сплавов использовали металлические и песчаные формы. Литье в металлические формы осуществляли как при комнатной температуре, так и при подогреве до 200 °C.

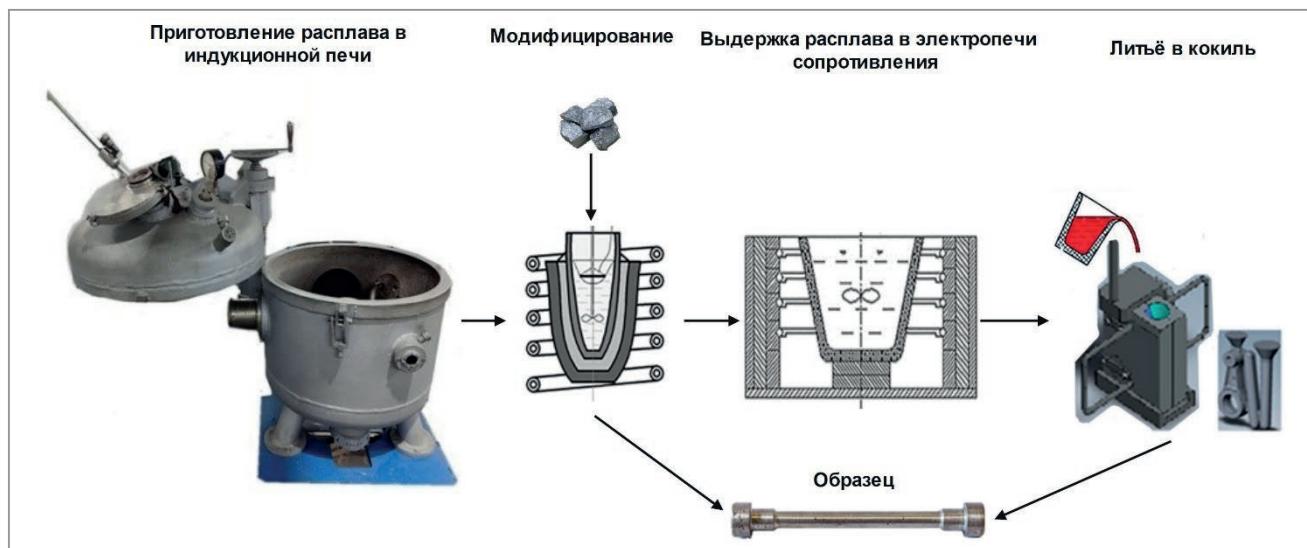


Рис. 1. Схема получения модифицированных отливок из алюминиевых сплавов

Микроструктурные исследования проводили с использованием металлографического комплекса МИКРО 200. Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в Cu- и СоKa-излучениях в режиме сканирования (по точкам) с шагом 0,1° в интервале углов рассеяния $2\theta = 20\text{--}60^\circ$. Продолжительность набора импульсов в точке составляла 30 с. Распределение структурных элементов и элементный состав определяли с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3.

Исследования механических свойств образцов проводили с использованием разрывной машины WDW-100E, а также твердомера ТШ-2М в соответствии с ГОСТ 1497-84 и 9012-59.

Результаты и их обсуждение

На первоначальном этапе проводили опытные плавки силумина, содержащего 1,3 мас. % Fe, обработанного различным количеством КМ. Литые заготовки получали как после индукционной плавки, так и с последующей изотермической выдержкой в электропечи сопротивления при 820 ± 10 °C в течение

0,5 ч. Такого рода сравнительные исследования продиктованы сложившейся практикой в производстве алюминиевого литья, когда металл сначала расплавляется в индукционных печах большей емкости, а затем переливается в раздаточные печи [4].

Исследования модифицированных сплавов показали, что для заметного повышения их свойств минимальное количество КМ составляет 0,1–0,2 мас. %. В этом случае наблюдается повышение твердости на 11–13 % (рис. 2).

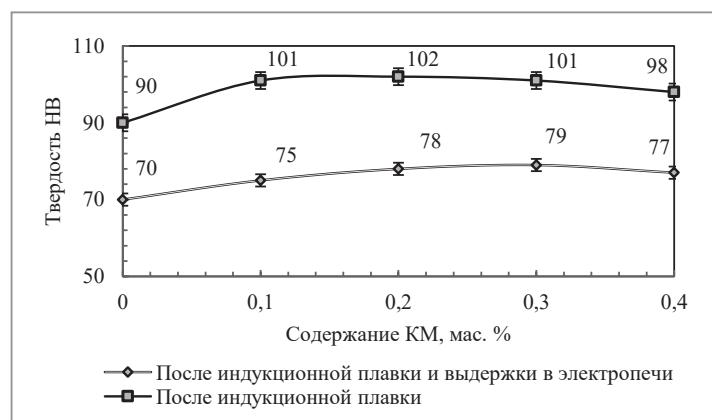


Рис. 2. Изменение твердости сплавов AK9 после ввода различного количества КМ при индукционной плавке и при последующей выдержке в электропечи сопротивления в течение 0,5 ч

Следует отметить, что более высокий уровень свойств характерен для образцов, полученных непосредственно после индукционной плавки. Вместе с тем тенденция такого рода модифицирования сохраняется и после изотермической выдержки в электропечи сопротивления в течение 0,5 ч.

Весьма интересно оценить влияние КМ на свойства силуминов, содержащих различное количество Fe. Для этого приготовили образцы алюминиевого сплава, содержащего 0,4 и 1,3 мас. % Fe, что по ГОСТ 1583-93 соответствует сплавам AK9ч и AK9. После индукционной плавки сплавы подвергали модифицированию и изотермической выдержке при 800–820 °C в течение 0,5 ч. Результаты измерений твердости образцов (рис. 3) показали, что эффект модифицирования более ощутим при повышенном содержании железа (1,3 мас. %).

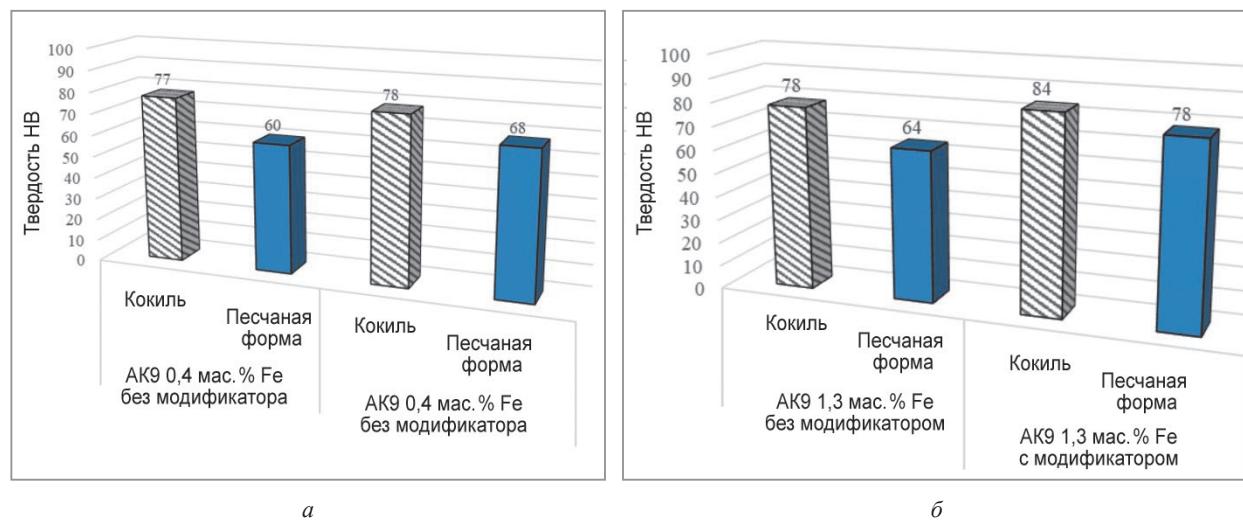


Рис. 3. Сравнительные результаты исследований твердости (НВ) сплава AK9ч с содержанием 0,4 мас. % Fe (а) и AK9 с 1,3 мас. % Fe (б)

Так, твердость модифицированных образцов при литье в песчаную форму составляет 78 НВ, а при литье в кокиль – 84 НВ. Это позволяет говорить об эффективности действия КМ для вторичных (более загрязненных) силуминов.

Результаты сравнительных исследований показывают, что модифицирование сплавов AK9ч и AK9 при литье в песчаную форму значительно увеличивает твердость (на 13–21 %), тогда как при кокильном литье этот эффект менее выражен.

Важно было оценить возможности реализации процесса модифицирования для различных технологий литья как при невысоких скоростях кристаллизации (к примеру, при литье в песчаные формы), так и при повышенных ($30\text{--}50\text{ }^{\circ}\text{C/c}$, при литье в металлический кокиль). Для получения заготовок при более высоких скоростях кристаллизации ($150\text{--}750\text{ }^{\circ}\text{C/c}$) использовали разъемный медный клиновидный кокиль [4], в котором твердость фиксировалась по высоте клина. С повышением скорости кристаллизации происходит рост твердости образцов на 11–17%. Этот эффект одинаково проявляется и в модифицированном, и в немодифицированном сплаве. При этом на всем интервале скоростей кристаллизации сохраняется более высокая твердость у модифицированного сплава АК9 (рис. 4).

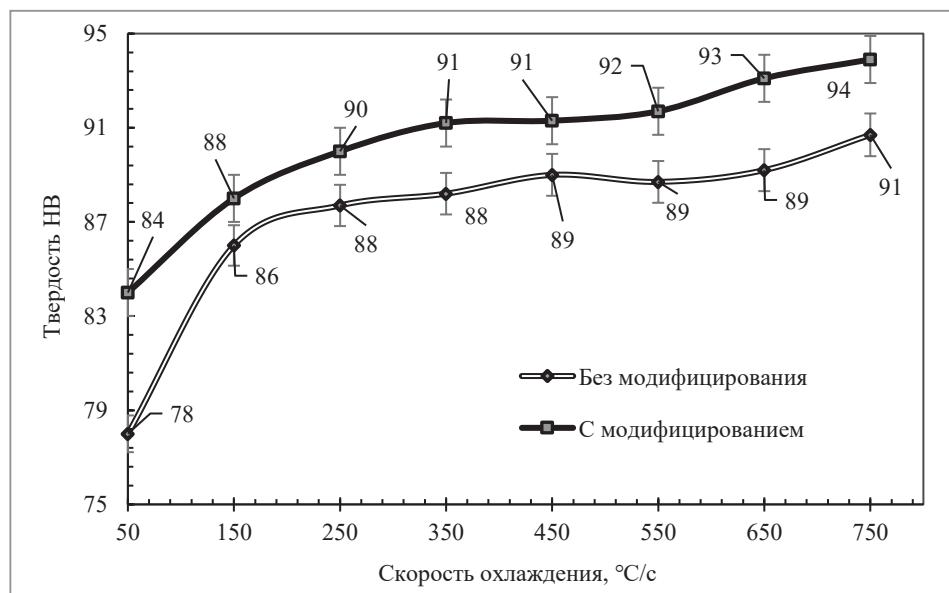


Рис. 4. Влияние скорости кристаллизации и модифицирования на изменение твердости в сплаве с 1,3 мас. % Fe при литье в медную клиновидную форму

Немаловажным фактором для достижения высоких свойств при модифицировании в производственных условиях является время выдержки расплава. Исследование данного параметра на твердость, предел прочности и относительное удлинение для образцов с содержанием 1,3 мас. % Fe показало, что эффект модифицирования сохраняется вплоть до 2,5 ч (рис. 5). Это позволяет использовать модификатор в производственных условиях, где расплав после приготовления в индукционной печи переливается и выдерживается в печи для хранения и выдачи металла. Литье производили в подогретый до $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ кокиль. Это в наибольшей степени повторяет процесс получения отливок при непрерывном производстве.

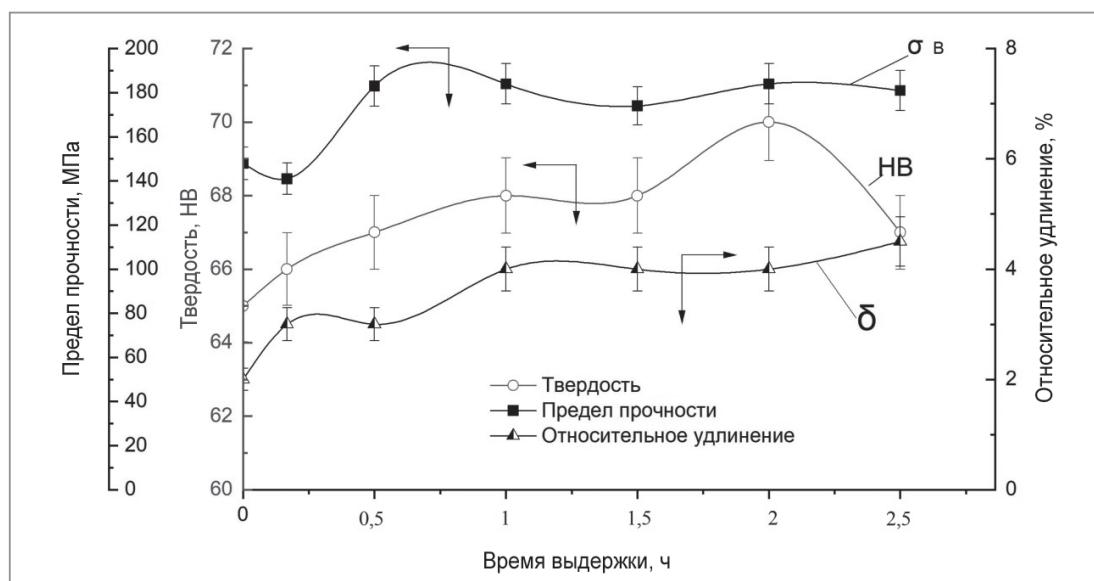


Рис. 5. Изменение механических свойств сплава АК9, содержащего 1,3 мас. % Fe в зависимости от времени выдержки

Приведенные результаты согласуются с металлографическими исследованиями. Модифицирование АК9 добавками КМ приводит к более равномерной кристаллизации α -фазы, а также к ее диспергированию в 5–8 раз (рис. 6).

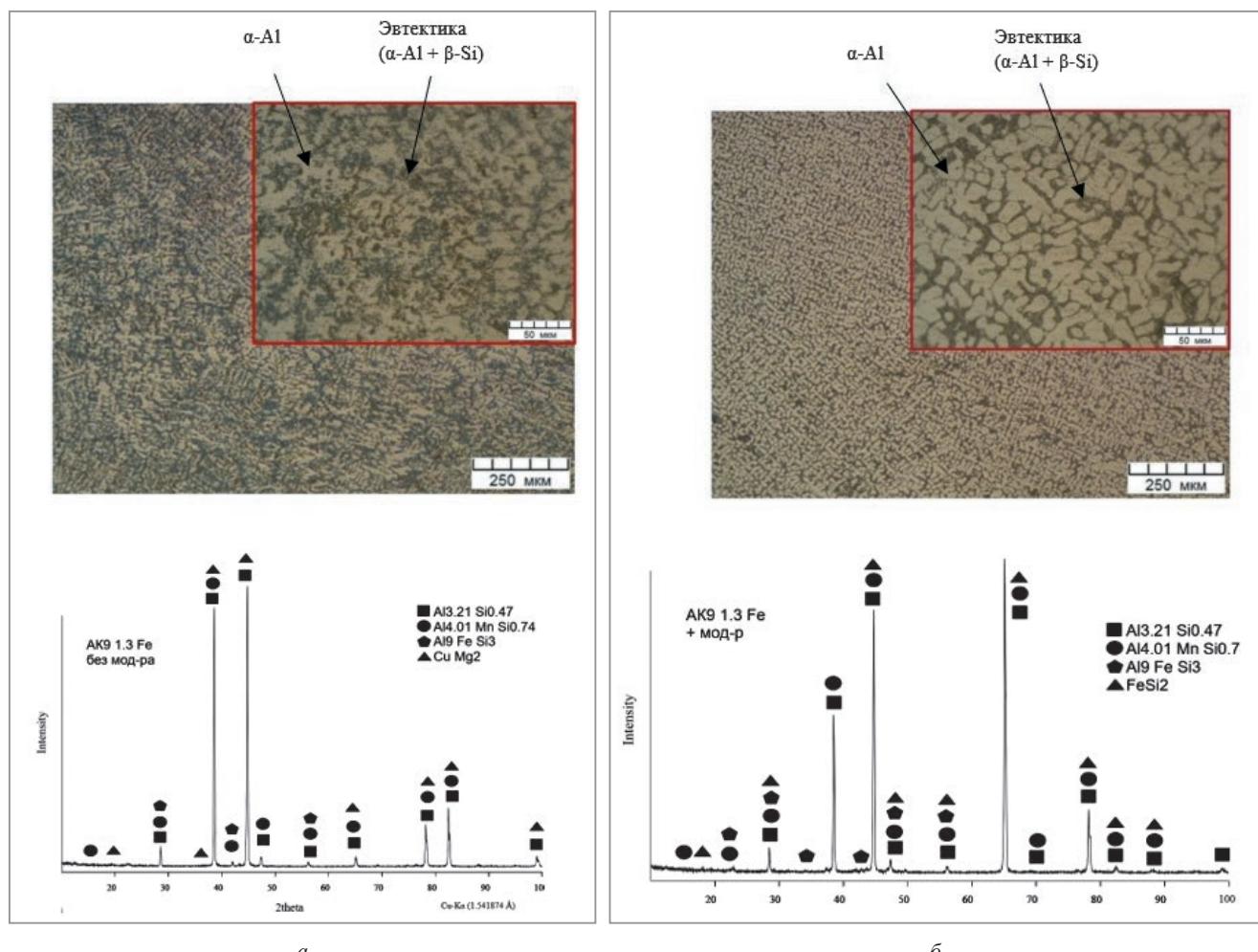


Рис. 6. Микроструктура и фазовый состав сплава с 1,3 мас. % Fe до (а) и после (б) модификации

Сравнительный рентгеноструктурный фазовый анализ в совокупности с рентгеноспектральным анализом и картой распределения основных химических элементов в образцах без обработки и с обработкой КМ показал наличие схожего набора основных и вторичных фаз. В обоих случаях основной фазой является алюминиево-кремниевая эвтектика $\text{Al}_{3,21}\text{Si}_{0,47}$, что соответствует базовой структуре сплава АК9 и обеспечивает его литейные свойства.

В обоих образцах также обнаружена β -фаза Al_9FeSi_3 , представляющая собой игольчатый интерметаллид железа, традиционно считающийся вредным из-за своей склонности к инициированию трещин и снижению пластичности сплава.

Особый интерес представляет фаза $\text{Al}_{4,01}\text{MnSi}_{0,74}$, идентифицированная в обоих образцах. На основании совпадения пиков, типичной морфологии и литературных данных она с высокой долей вероятности соответствует α -фазе $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ (рис. 7). Эта фаза формируется при введении марганца в сплав и способствует превращению вредной β -фазы Al_9FeSi_3 в более компактную и менее хрупкую структуру. Замещение марганца железом в кристаллической решетке α -фазы типично для данной системы и подтверждается сдвигами дифракционных пиков.

Сравнительные исследования механических свойств сплавов типа АК9 (рис. 8) при литье в условиях, близких к производственным, показывают перспективность использования КМ для увеличения комплекса прочности и пластичности, особенно в случае сплавов с повышенным содержанием Fe. Значения относительного удлинения возрастают на 125%, а предела прочности – на 25%. При достаточно высокой пластичности литые модифицированные сплавы АК9 могут подвергаться и пластической деформации [14].

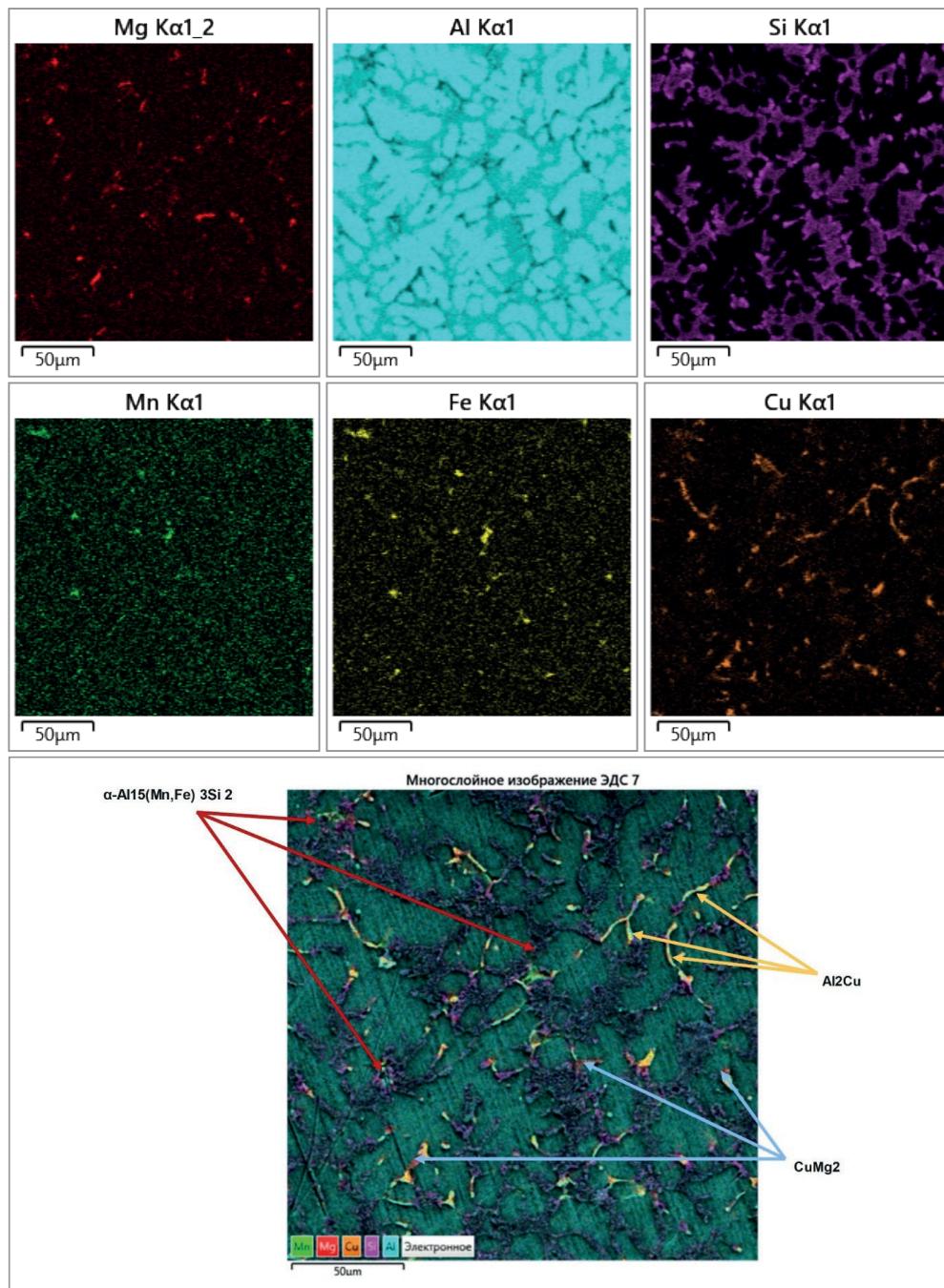


Рис. 7. Карта распределения элементов в сплаве АК9 после модифицирования

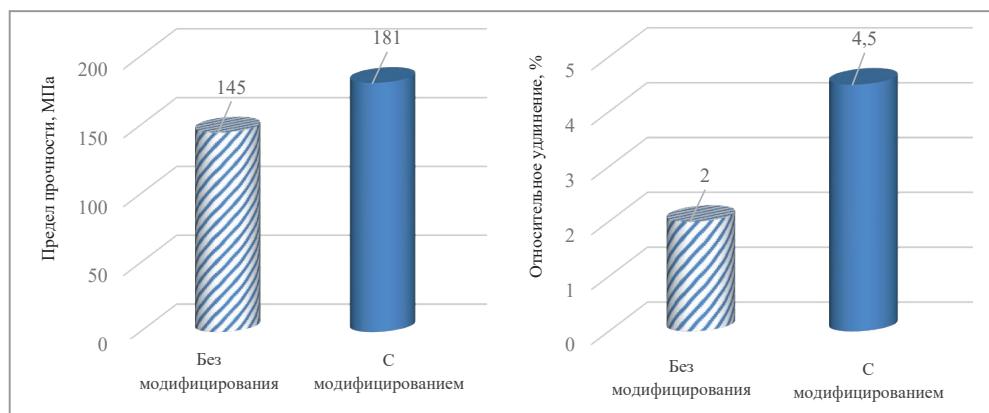


Рис. 8. Сравнительные показатели предела прочности, относительного удлинения и твердости для образцов до и после модифицирования

Выводы

- Проведенные исследования модифицирования алюминиевого сплава АК9 комплексным модификатором, содержащим Sr и редкоземельные металлы (La, Ce), позволили значительно повысить предел прочности материала σ_b (на 25 %) при одновременном повышении пластических свойств (δ) на 125 %.
- Введение КМ способствует значительному измельчению α -Al эвтектического кремния, а также превращению железосодержащей фазы (типа Al_9FeSi_3) в более компактную и менее хрупкую структуру.
- Установлено, что эффективность модифицирования в наибольшей степени проявляется при повышенном содержании железа (до 1,3 %), что связано с взаимодействием добавки с железосодержащими фазами.

Работа выполнена в рамках проекта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект № Т24КИТГ-015).

ЛИТЕРАТУРА

- Модифицирование литьевых алюминиевых сплавов (обзор) / В.А. Дуюнова [и др.] // Труды ВИАМ. – 2023. – № 4. – С. 136.
- Волочко, А.Т.** Переработка и использование алюминиевых отходов в производстве порошков, паст, композиционных и керамических материалов / А. Т. Волочко. – Минск: Бел. наука, 2006. – 302 с.
3. A novel modifier Al-Sr-RE for improving the microstructure and mechanical properties of recycled AA3104 alloy / Dongming Yang [et al] // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1022.
4. **Волочко, А.Т.** Алюминий: технологии и оборудование для получения литьих изделий / А. Т. Волочко, М. А. Садоха. – Минск: Бел. наука, 2011. – 387 с.
5. **Волочко, А.Т.** Формирование структуры и свойств композитов, полученных при обработке алюминиевого расплава лигатурами, содержащими стеклоподобные углеродные частицы / А. Т. Волочко, А. А. Шегидевич, Д. В. Куис // Композиты и nanoструктуры. – 2014. – Т. 6, № 2. – С. 2–13.
6. Анализ структурообразования силуминов / А. Т. Волочко, С. П. Королев, А. М. Галушко [и др.] // Вестн НАН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2013. – № 3. – С. 18–25.
7. Наномодифицированный композиционный материал на основе алюминия / Д. В. Куис, Н. А. Свидунович, А. Т. Волочко [и др.] // Вестник Карагандинского государственного индустриального университета. – 2013. – № 2. – С. 55–60.
8. Композит: алюминиевая матрица, армированная квазикристаллическими частицами Al–Cu–Fe, структура и свойства / А. Т. Волочко, А. А. Шегидевич, Ю. В. Мильман [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2014. – Т. 2. – С. 426–435.
9. **Волочко, А.Т.** Исследование свойств композитов на основе алюминий-кремниевого сплава и наноструктурированного углерода / А. Т. Волочко, А. А. Шегидевич // Новые материалы и технологии в машиностроении: сб. науч. тр. по итогам Междунар. науч.-техн. конф. – Брянск, 2014. – Вып.19. – С. 31–35.
10. **Волочко, А.Т.** Прочность и износстойкость штатунов из композита на основе алюминия и стали / А. Т. Волочко, А. А. Шегидевич // Механика машин, механизмов и материалов. – 2014. – № 3. – С. 17–21.
11. **Сомов, А.И.** Эвтектические композиции / А. И. Сомов, М. Л. Тихоновский. – М.: Металлургия, 1975. 304 с.
12. **Волочко, А.Т.** Комплексная обработка силуминов дисперсными частицами и атомарным азотом / А. Т. Волочко, А. Ю. Изобелло, В. В. Овчинников // Литье и металлургия. – 2009. – № 3. – С. 218–226.
13. The Influence of the Combined Addition of La-Ce Mixed Rare Earths and Sr on the Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10MnMg Alloy / Yu Liu, Zhichao Yu, Man Zhang [et al.] // Metals. – 2024. – Vol. 14.
14. **Шегидевич, А.А.** Материалы на основе силуминов с повышенной пластичностью для изготовления ответственных деталей машиностроения: дис. ... канд. техн. наук / А. А. Шегидевич. – М., 2015. – 205 с.

REFERENCES

1. Duyunova V.A. et al. Modifitsirovaniye lityeynykh aliuminievikh splavov (obzor) [Modification of cast aluminum alloys (review)]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2023, no. 4, 136 p.
2. Volochko A.T. Pererabotka i ispol'zovaniye aluminievykh otkhodov v proizvodstve poroshkov, past, kompozitsionnykh i keramicheskikh materialov [Recycling and use of aluminum waste in the production of powders, pastes, composite and ceramic materials]. Minsk, Bel. nauka Publ., 2006, 302 p.
3. Dongming Yang et al. A novel modifier Al-Sr-RE for improving the microstructure and mechanical properties of recycled AA3104 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1022.
4. Volochko A.T., Sadokha M.A. Aluminii: tekhnologii i oborudovanie dlya polucheniya litikh izdeliy [Aluminum: technologies and equipment for producing cast products]. Minsk, Bel. nauka Publ., 2011, 387 p.
5. Volochko A.T., Shegidovich A.A., Kuis D.V. Formirovaniye struktury i svoistv kompozitov, poluchennykh pri obrabotke aliuminievogo rasplava ligaturami, soderzhashchimi steklopodobnye uglerodnye chastitsy [Formation of the structure and properties of composites obtained by treating aluminum melt with master alloys containing glass-like carbon particles]. *Kompozity i nanostruktury = Composites and Nanostructures*, 2014, vol. 6, no. 2, pp. 2–13.
6. Volochko A.T., Korolev S.P., Galushko A.M. [et al.] Analiz strukturoobrazovaniya siluminov [Analysis of Silumin Structure Formation]. *Vesti NAN Belarusi. Seriya fiziko-tehnicheskikh nauk = News of the National Academy of Sciences of Belarus. Series on Physical and Technical Sciences*, 2013, no. 3, pp. 18–25.

7. **Kuis D.V., Svidunovich N.A., Volochko A.T.** [et al.] Nanomodifitsirovannyi kompozitsionnyi material na osnove aliuminiya [Nanomodified aluminum-based composite material]. *Vestnik Karagandinskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta = Bulletin of the Karaganda State Industrial University*, 2013, no. 2, pp. 55–60.
8. **Volochko A.T., Shegidevich A.A., Milman Yu. V.** [et al.] Kompozit: aluminievaya matritsa, armirovannaya kvazikristallicheskimi chasticsami Al–Cu–Fe, struktura i svoistva [Composite: aluminum matrix reinforced with quasicrystalline Al–Cu–Fe particles, structure and properties]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov = Modern methods and technologies for creating and processing materials*, 2014, vol. 2, pp. 426–435.
9. **Volochko A.T., Shegidevich A.A.** Issledovanie svoistv kompozitov na osnove aliuminii-kremnievogo splava i nanostrukturirovannogo ugleroda [Study of the properties of composites based on aluminum-silicon alloy and nanostructured carbon]. *Novye materialy i tekhnologii v mashinostroenii = New materials and technologies in mechanical engineering*, 2014, vol. 19, pp. 31–35.
10. **Volochko A.T., Shegidevich A.A.** Prochnost i iznosostoikost shatunov iz kompozita na osnove aliuminiya i stali [Strength and wear resistance of connecting rods made of aluminum-steel composite]. *Mekhanika mashin, mehanizmov i materialov = Mechanics of machines, mechanisms and materials*, 2014, no. 3, pp. 17–21.
11. **Somov A.I., Tikhonovskiy M.L.** *Evtekticheskie kompozitsii* [Eutectic compositions]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975, 304 p.
12. **Volochko A.T., Izobello A.Yu., Ovchinnikov V.V.** Kompleksnaya obrabotka siluminov dispersnymi chasticsami i atomarnym azotom [Complex processing of silumins with disperse particles and atomic nitrogen]. *Litye i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 3, pp. 218–226.
13. **Yu Liu, Zhichao Yu, Man Zhang** [et al.] The Influence of the Combined Addition of La–Ce Mixed Rare Earths and Sr on the Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10MnMg Alloy. *Metals*, 2024, vol. 14.
14. **Shegidevich A.A.** Materialy na osnove siluminov s povyshennoi plastichnost'yu dlya izgotovleniya otvetstvennykh detalei mashinostroeniya [Silumin-based materials with increased plasticity for the manufacture of critical mechanical engineering parts]. Moscow, 2015, 205 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-73-81>
УДК 55.09.43

Поступила 13.10.2025
Received 13.10.2025

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОРОШКА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОГО РЕАКЦИОННЫМ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ, ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ СПОСОБОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А. С. ФЕДОСЕНКО, А. С. ОЛЕНЦЕВИЧ, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: strannik@tut.by, тел. +375-29-546-96-34

Изложены результаты научных исследований, направленных на изучение влияния условий реакционного механического легирования на характеристики синтезируемого порошка стали аустенитного класса. Определены режимы, обеспечивающие получение материала с рациональным содержанием фракции 25–50 мкм. Изучено влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру и твердость синтезированных изделий. Определен фазовый состав материала.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, аддитивное производство, порошки для послойного синтеза, селективное лазерное сплавление, SLM, микроструктура, микротвердость.

Для цитирования. Федосенко, А. С. Перспективы использования порошка высоколегированной аустенитной стали, полученного реакционным механическим легированием, для производства изделий способом селективного лазерного сплавления / А. С. Федосенко, А. С. Оленцевич // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 73–81. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-73-81>.

PROSPECTS FOR USING HIGH-ALLOY AUSTENITIC STEEL POWDER PRODUCED BY REACTIVE MECHANICAL ALLOYING FOR THE PRODUCTION OF PRODUCTS BY SELECTIVE LASER MELTING

A. S. FEDOSENKO, A. S. OLENTSEVICH, Belarusian-Russian University,
Mogilev, Belarus, 43, Mira ave. E-mail: strannik@tut.by, tel. +375-29-546-96-34

The results of scientific research aimed at studying the influence of reaction mechanical alloying conditions on the characteristics of synthesized austenitic steel powder are presented. Conditions ensuring the production of material with a reasonable fraction content of 25–50 μm are determined. The influence of selective laser melting process parameters on the structure and hardness of the synthesized products is studied. The phase composition of the material is determined.

Keywords. Reactive mechanical alloying, additive manufacturing, powders for layer-by-layer synthesis, selective laser melting, SLM, microstructure, microhardness.

For citation. Fedosenko A. S., Olensevich A. S. Prospects for using high-alloy austenitic steel powder produced by reactive mechanical alloying for the production of products by selective laser melting. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 73–81. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-73-81>.

Введение

Аддитивные технологии – достаточно молодое и активно развивающееся направление в промышленности. Стремительно совершенствуется оборудование и технологические процессы, разрабатываются новые материалы. Среди последних особая роль отводится металлическим порошкам для послойного синтеза способами селективного лазерного спекания, селективного лазерного сплавления, лазерной наплавки [1–3], что обусловлено перспективами их использования для производства передовой продукции во многих отраслях. В то же время при получении изделий перечисленными способами все еще приходится сталкиваться с рядом проблем. К примеру, для селективного лазерного сплавления (SLM) актуальным является решение вопросов, связанных с низкой производительностью процесса, а также пониженной прочностью изделий, что в большинстве случаев связано с образованием грубой структуры, состоящей из неравнозернистых, сильно вытянутых зерен [4].

Измельчение зерна в синтезируемых материалах может быть достигнуто использованием порошков, содержащих термодинамически стабильные фазы, которые в процессе послойной наплавки порошка способны выполнять функцию модификаторов. В качестве таких исходных материалов перспективны порошки, получаемые способом реакционного механического легирования [5, 6]. В то же время увеличение производительности процесса может быть достигнуто путем оптимизации режимов послойного синтеза.

В работе представлены результаты исследований, направленных на изучение влияния условий механосинтеза на характеристики получаемых порошков, а также режимов селективного лазерного сплавления на микроструктуру и свойства материалов, получаемых из них.

Методика проведения эксперимента

Для получения опытных образцов компактных материалов использовали два порошка, близких по химическому составу, но отличающихся способом получения. Один был изготовлен промышленным способом распыления струи расплава инертным газом, а второй – способом реакционного механического легирования.

Исходными компонентами для получения разрабатываемого порошка служили стандартные порошки: железа – ПЖРВ (ГОСТ 9849-86), никеля – ПНК-ОНТ2 (ГОСТ 9722-79), железо-хромистого сплава – ПХ30-1 (ГОСТ 13084-88), технического углерода – ПМ-100 (ГОСТ 7885-86).

Механосинтез осуществляли на следующих режимах работы оборудования: ускорение размалывающих тел $a_n = 135 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$, степень заполнения помольной камеры шарами $\varepsilon = 75\%$, время обработки $t = 6-10 \text{ ч}$, отношение объемов размалывающих тел и шихты $k = 12$, температура в камере – 20–80 °C. Обработку проводили в механореакторе на основе вибромельницы гирационного типа [7]. Микротвердость порошков и синтезируемого компактного материала измеряли по стандартной методике по методу Виккерса с помощью микротвердомеров «Indentec ZHV».

Синтезированные материалы подвергали отжигу при температуре 250 °C с целью приближения их фазового состава к равновесному [8].

Исследования проводили на образцах размером 10x10x10 мм, полученных послойной наплавкой методом селективного лазерного сплавления на промышленном принтере модели EP-M250 (Shining 3D). Для печати использовали порошок размером частиц 25–63 мкм. Скорость сканирования изменялась в интервале 800–1300 мм/с; мощность луча составляла 249–340 Вт. В качестве защитной среды использовали аргон. Толщина оплавляемого слоя порошка составляла 30 и 40 мкм. Основную часть исследований выполняли на нетравленых образцах. В ряде случаев после шлифования и полирования образцы подвергали обработке раствором состава 30 мл HCl + 15 мл HNO₃ + 10 г AlCl₃ + 50 мл H₂O.

Получение порошка высоколегированной стали для послойного синтеза

Установлено, что синтезированные порошковые материалы состоят из частиц правильной формы с развитой поверхностью, что обусловлено особенностями процесса формирования материала при обработке в механореакторе. При этом необходимо отметить, что сложность рельефа образующихся гранул зависит от многих факторов, среди которых наибольшее влияние оказывают природа исходных компонентов и степень установившегося динамического равновесия, при котором процессы разрушения частиц и образования из появившихся осколков новых конгломератов существенно замедляются [6].

Изучение процесса формирования частиц в ходе механического легирования показало, что характеристики применяемых исходных компонентов, использующихся для получения порошка, обеспечивают активное протекание основных стадий механосинтеза, включая интенсивную пластическую деформацию, измельчение и гомогенизацию исходных компонентов на первом этапе, а также последующее объединение фрагментов по ювенильным поверхностям и установление относительного динамического равновесия между процессами измельчения и конгломерации. Благодаря этому формируется материал, гранулы которого отличаются равномерным на субмикрокристаллическом уровне распределением компонентов (рис. 1), что обеспечивает однородность их свойств, а также гарантирует однородность свойств материалов, получаемых в процессе последующей переработки в изделие.

Вследствие склонности материала рассматриваемой композиции к значительному упрочнению в процессе холодной пластической деформации, обусловленному наклепом, в результате механического легирования формируется порошок, основная доля частиц которого имеет размер не более 80 мкм (рис. 2). При этом стоит отметить, что на соотношение количества частиц определенной фракции значительное влияние оказывают технологические параметры процесса, отвечающие за энергонапряженность [6], а также ряд других факторов.

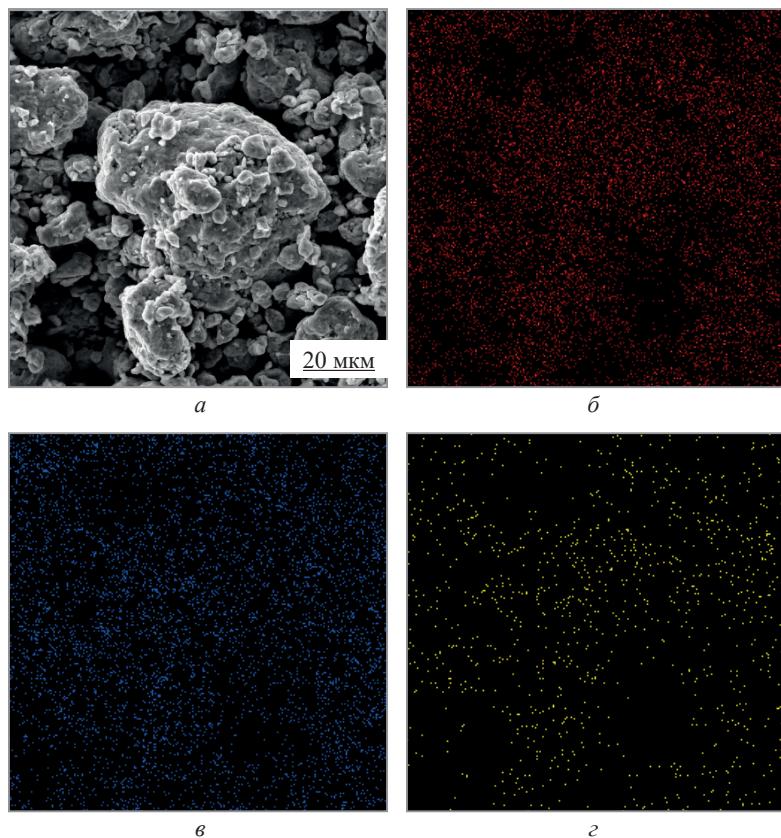


Рис. 1. Топография поверхности частиц порошка 12Х18Н10 (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в них: *а* – топография поверхности частиц; *б* – Fe; *в* – Cr; *г* – Ni

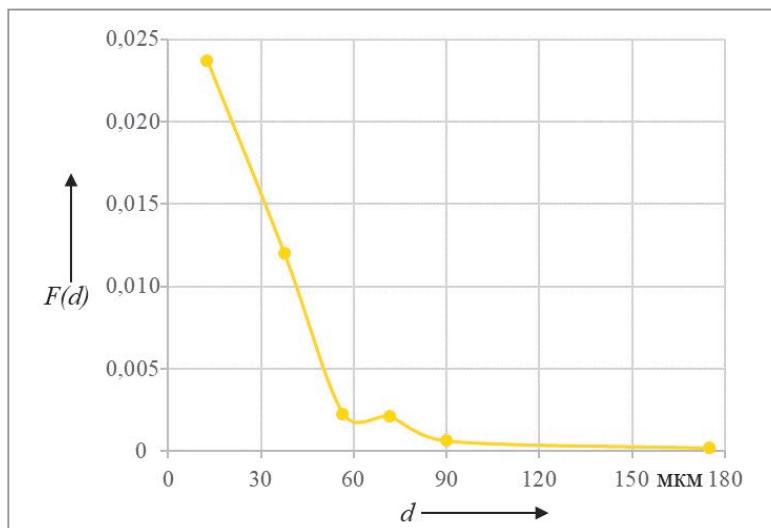


Рис. 2. Гранулометрический состав синтезированного порошка высоколегированной стали ($T = 20^\circ\text{C}$; $t = 8$ ч)

Установлено, что существенное влияние на гранулометрический состав оказывает температура стенок камеры механореактора. Увеличивая температуру жидкости, подаваемой в охлаждающий контур камеры, средний размер частиц может быть существенно смещен в область более крупных фракций (рис. 3).

Как видно из рисунка, с увеличением температуры количество частиц размером менее 25 мкм снижается, а содержание частиц размером 25–50 мкм заметно увеличивается.

Исходя из предварительных исследований, были проведены эксперименты, позволившие установить совместное влияние на гранулометрический состав порошков длительности механосинтеза и температуры охлаждающей жидкости.

На первом этапе методом однофакторного эксперимента исследовали влияние каждого из факторов (рис. 4).

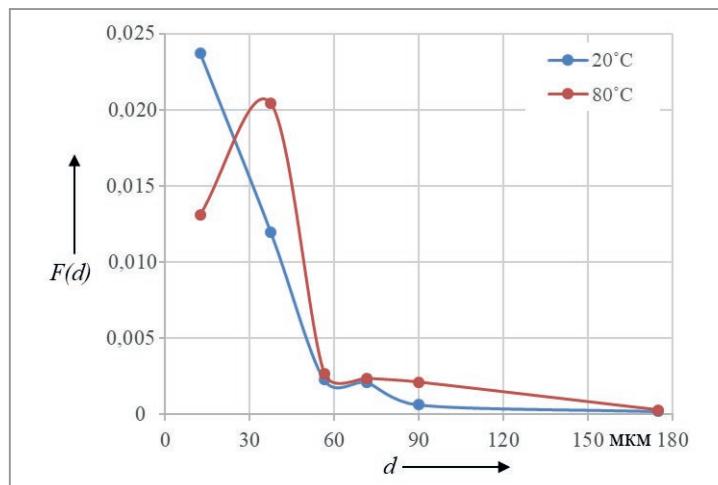


Рис. 3. Влияние температуры стенок камеры механореактора на изменение гранулометрического состава порошка ($t = 8$ ч)

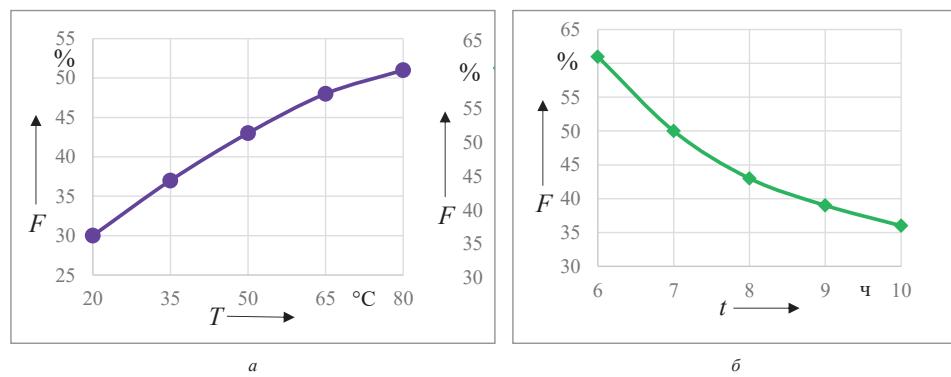


Рис. 4. Влияние условий механосинтеза на содержание фракции порошка 25–50 мкм: а – $T = 50$ °C; б – $t = 8$ ч

На основании полученных результатов реализован двухфакторный эксперимент с применением центрального ортогонального композиционного плана второго порядка. По результатам проведенного эксперимента получена математическая модель, имеющая вид:

$$y = 42,6 + 8,83x_1 - 13,2x_2 + 6,2x_2^2,$$

а также ее графическая интерпретация (рис. 5).

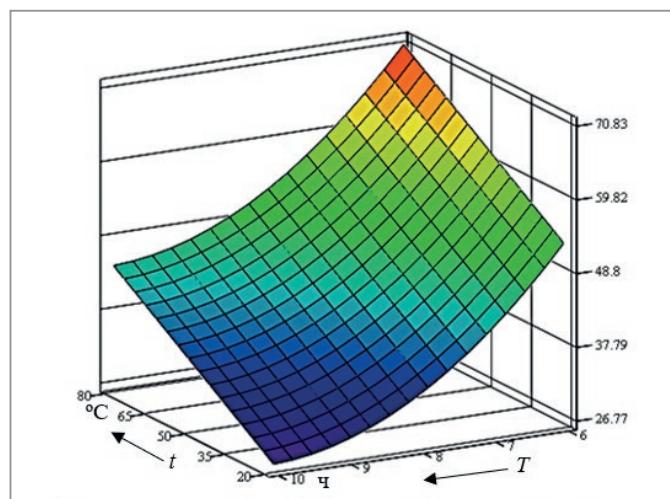


Рис. 5. Изменение содержания фракции 20–50 мкм порошка высоколегированной стали 12Х18Н10 в зависимости от длительности механосинтеза и температуры жидкости в рубашке охлаждения

Из полученных данных следует, что для синтеза наибольшего количества порошка фракции 25–50 мкм, чаще всего используемой в серийно выпускаемых принтерах, работающих по технологии

селективного лазерного сплавления, длительность механосинтеза должна составлять 6 ч, а температура – 80 °С. Однако с учетом того, что увеличение длительности обработки в механореакторе способствует формированию частиц с менее развитой поверхностью и более высоким комплексом свойств, целесообразно проводить механосинтез в течение 7–8 ч.

Структура и свойства компактных материалов, получаемых способом селективного лазерного сплавления

К основными критериям, определяющим качество материала, получаемого послойным синтезом, можно отнести отсутствие дефектов в виде нерасплавленных частиц, пор, оксидных включений. На это влияют скорость перемещения луча и его мощность, концентрация энергии, размер оплавляемых частиц, толщина слоя расплавляемого порошка. Подбор рационального сочетания данных параметров применительно к конкретному виду материала позволит повысить производительность при сохранении высокого качества изделия.

Исследования микроструктуры образцов, полученных способом селективного лазерного сплавления (СЛС), показали, что применение порошка высоколегированной аустенитной стали, синтезированного по технологии РМЛ, обеспечивает формирование плотных однородных материалов (рис. 6, *a*), не имеющих отличий в строении от материалов, изготавливаемых из серийно выпускаемого порошка аналогичного класса марки 316L (рис. 6, *b*).

Микроструктура образцов, напечатанных на базовых режимах из разработанного материала, характеризуется плотностью, приближающейся к 100 %, и однородностью. Дефекты в виде пор, нерасплавленных частиц, трещин микроскопическим анализом не выявляются.

В теле образцов, полученных как из разработанного порошка, так и из серийно выпускаемого, присутствуют хаотично расположенные темные включения, размер которых, как правило, не превышает 10 мкм. С большой долей вероятности можно предположить, что эти включения обогащены кислородом, а их образование происходит в результате окисления мелкодисперсной фракции порошка в процессе печати.

Обработка образцов травителем показала, что полученная сталь, не подвергавшаяся после послойного сплавления порошка каким-либо дополнительным воздействиям, обладает типичной микроструктурой, характерной для материалов, синтезированных способом селективного лазерного сплавления. В продольном сечении образца, лежащем в плоскости, параллельной поверхности модельной плиты, прослеживаются четкие следы траектории движения лазерного луча в процессе сканирования (рис. 7, *a*). В поперечном сечении следы, образующиеся после сплавления порошка, имеют вид усеченных лунок.

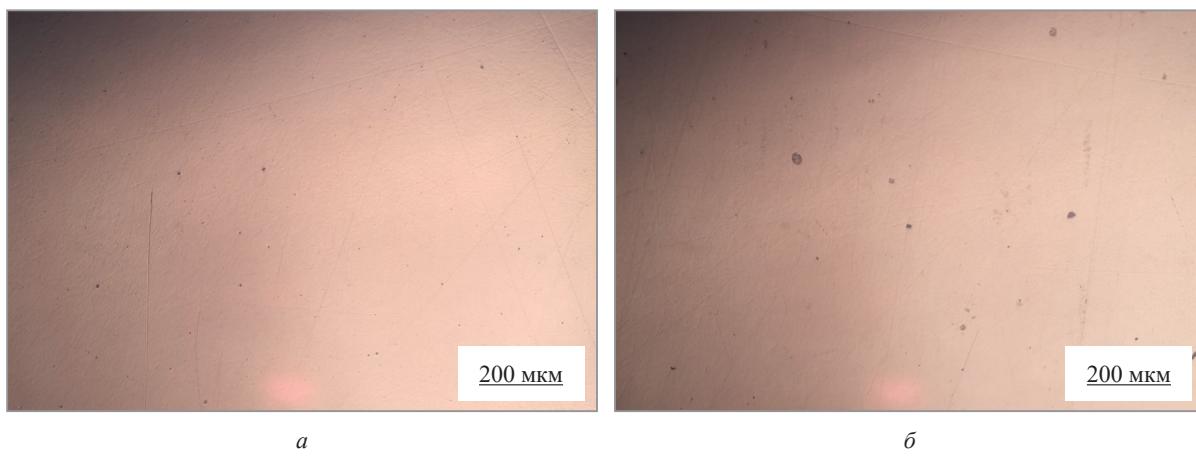


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения нетравленых образцов, полученных послойным синтезом из серийно выпускаемого (*a*) и механически легированного порошка (*b*).

Скорость перемещения луча – 980 мм/с; толщина слоя – 40 мкм; мощность, потребляемая лазером, – 280 Вт

Профиль лунки, формирующейся после каждого оплавления материала, позволяет оценить объем металла, расплавляемого за один проход лазера, а также глубину проплавления предпоследнего слоя и ширину зоны воздействия луча. Как видно из рис. 7, *b*, в процессе синтеза происходит повторная переплавка более 50 % объема металла. Это практически полностью исключает возможность детального анализа микроструктуры формируемого образца в границах единичных «дорожек», образующихся в процессе плавления. Подобная микроструктура идентична у образцов из разработанного и серийно выпускаемого порошков.

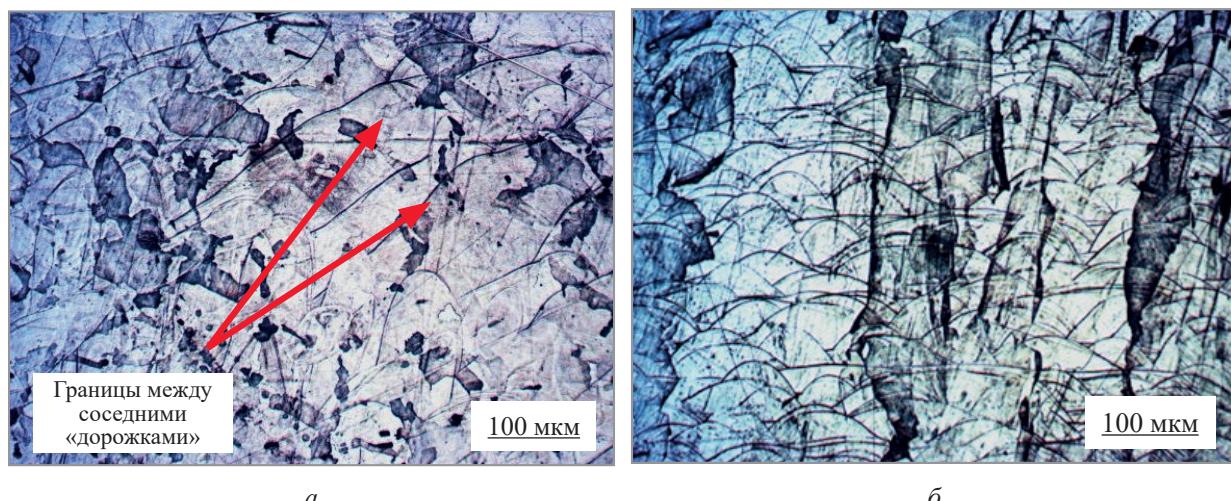


Рис. 7. Микроструктура образцов аустенитной стали 316L, полученной способом селективного лазерного сплавления:
а – продольное сечение; б – поперечное сечение

Необходимо отметить, что образцы из механически легированного порошка подвергаются травлению хуже по сравнению с образцами из промышленно выпускаемого материала, что затрудняет получение четкой картины микроструктуры.

С целью установления рациональных режимов послойного синтеза, обеспечивающих увеличение производительности процесса, изучено влияние основных параметров печати изделий на их микроструктуру и свойства. Исследовали влияние мощности излучения и скорости оплавления слоя порошка лазерным лучом на изменение микроструктуры и микротвердости образцов.

Исследования показали, что изменение режимов наплавки в широком интервале значений переменных факторов не влечет за собой образования в образцах пор или пустот, нерасплавленных частиц, трещин, расслоений и пр. При этом во всех случаях в синтезированных материалах присутствуют темные включения, представляющие собой оксиды основы и легирующих элементов. С увеличением скорости сканирования и мощности излучения их количество растет. Так, при оплавлении слоя порошка толщиной 30 мкм со скоростью перемещения луча 1200 мм/с содержание подобных включений достигает приблизительно 1% (рис. 8).

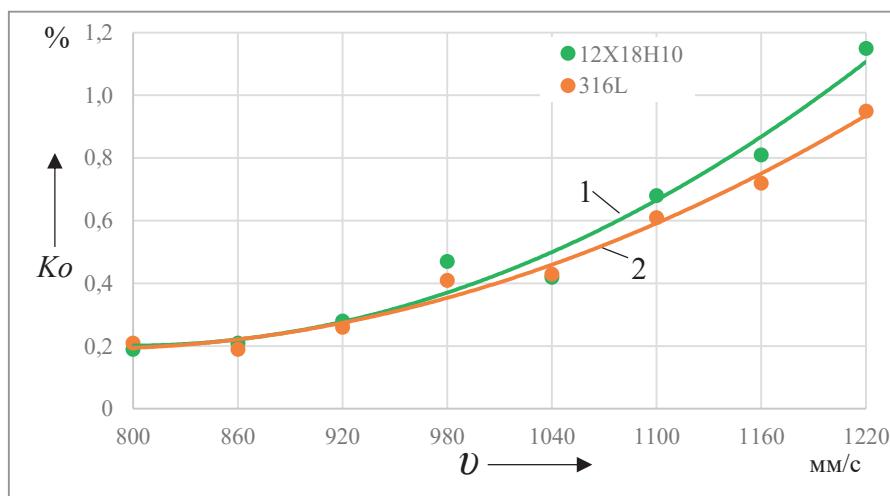


Рис. 8. Изменение содержания оксидных включений в образцах, полученных послойным синтезом из порошков аустенитных сталей, в зависимости от скорости перемещения лазерного луча и способа получения порошка (мощность лазера – 255–290 Вт)

Как видно из рисунка, увеличение скорости сканирования на 30% с 800 до 1040 мм/с приводит к увеличению площади темных включений в среднем на 0,2%.

При условии, что 0,2% от общей площади исследуемой поверхности поперечного сечения образца являются минимальным значением, характерным для материалов, синтезированных при любых величинах переменных факторов, данный рост можно считать незначительным. Из этого следует, что без

существенного ухудшения микроструктуры материала скорость оплавления слоя (перемещения лазерного луча) может быть увеличена на 30 %.

Наблюдаемое на кривой 1 повышенное содержание окисленного материала в образцах из разработанного порошка, по всей видимости, обусловлено особенностями морфологии частиц, а также присутствием ультратонкой фракции, подвергающейся в процессе плавления перегреву, кипению и, как следствие, интенсивному окислению. В связи с этим, вероятнее всего, снижения содержания кислорода в формируемой наплавкой стали из механически легированных порошков можно достичь, уделив повышенное внимание операциям рассева на фракции, а также технологическим приемам, позволяющим улучшить морфологию поверхности частиц.

Увеличение скорости перемещения лазерного луча более чем на 30 % от базового значения в совокупности с повышением мощности излучения демонстрирует ощутимый рост количества оксидной фазы в материале, а также появлением дефектов в виде пор, локальных областей с неоднородной микроструктурой (рис. 9), что, вероятнее всего, обусловлено перегревом и кипением жидкого металла в процессе его плавления.

Вышесказанное свидетельствует о том, что существенное влияние на рост количества включений и неоднородность материала оказывает как состав защитной атмосферы в камере, так и предварительная подготовка порошка. Снижение количества остаточного кислорода в защитной среде, несомненно, должно оказать положительное влияние на микроструктуру синтезируемых сталей как из разрабатываемых, так и серийно выпускаемых порошков.



Рис. 9. Микроструктура поперечного сечения нетравленного образца, полученного послойным синтезом из механически легированного порошка (скорость перемещения луча – 1200 мм/с; толщина слоя – 30 мкм; мощность, потребляемая лазером, – 320 Вт)

Дополнительные эксперименты показали, что при сканировании на скоростях более 1000 мм/с мощность лазерного излучения может быть снижена на 15–20 % от требуемого значения без потери качества получаемого объекта. При этом подобная корректировка может быть применена и для меньших скоростей сканирования.

Изучение влияния толщины единичного слоя порошка (30/40 мкм) на микроструктуру синтезированных образцов не выявило существенных отличий. В обоих случаях они обладают плотностью, близкой к 100 %.

Исследования микротвердости показали, что ее значение не существенно зависит от режимов наплавки и в среднем составляет 300–315 HV, что на 55–60 % выше по сравнению с микротвердостью стали, полученной классическим способом.

Изучение микротвердости образцов после отжига при температуре 900 °С в течение длительного времени показало, что материал, синтезированный послойной лазерной наплавкой с применением разработанного порошка, обладает высокой жаропрочностью. У большинства образцов твердость после термической обработки не снизилась. В части из них она осталась на прежнем уровне (см. таблицу), а у некоторых увеличилась. При этом рост в отдельных случаях составил более 15 %.

В то же время необходимо отметить, что не выявлено корреляции между режимами послойного синтеза и микротвердостью образцов как после послойного синтеза, так и при последующем отжиге.

Влияние условий селективного лазерного сплавления и отжига на микротвердость образцов

Толщина слоя оплавляемого порошка, мкм	Микротвердость образцов (HV) в зависимости от скорости перемещения лазерного луча (мм/с) и его мощности (Вт)				
		920/280 *	1000/300	1080/320	1120/310
40	СЛС	—	307	302	314
	Отжиг	—	306	323	330
30		800/255	860/267	920/279	950/273
	СЛС	305	297	319	317
	Отжиг	319	296	366	330

* Первое число – скорость перемещения луча, второе число – мощность лазерного луча.

Выявление причин, вызывающих подобное изменение микротвердости образцов, требует дополнительных исследований.

Изучение фазового состава позволило установить, что основой структуры образцов, полученных послойным синтезом из разработанного механически легированного порошка, является аустенит (рис. 10), период гранецентрированной кристаллической решетки которого составляет $a = 0,35953$ нм. Это значение a ниже постоянной решетки $\gamma\text{-Fe}$, приведенной в литературных источниках, согласно которым она равна 0,3631 нм. Последнее свидетельствует об искажении решетки аустенита в процессе получения порошков и последующей наплавки.

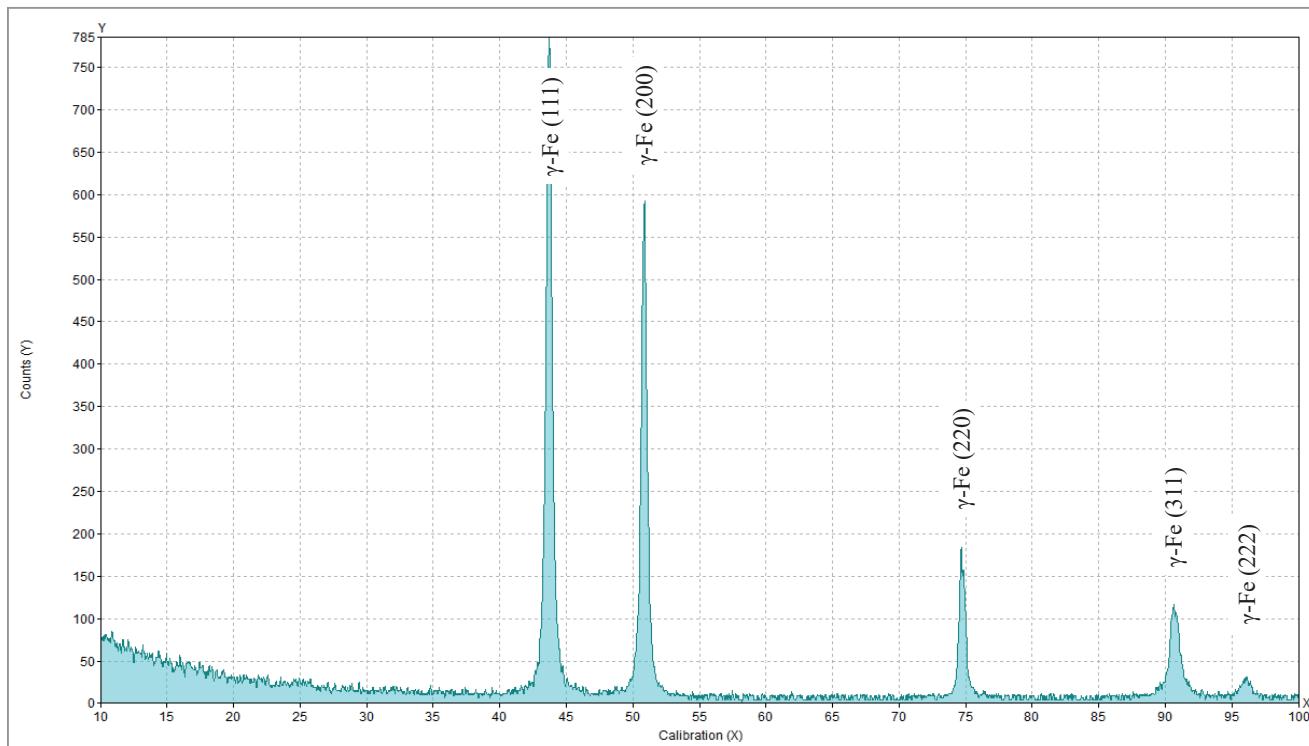


Рис. 10. Рентгенограмма образца стали, полученной послойным синтезом из механически легированного порошка

В отличие от плазменных покрытий, получаемых с использованием механически легированных порошков аналогичного химического состава, в рассматриваемом случае не регистрируется наличие мартенсита, оксидов и прочих фаз. При этом присутствие рентгеноаморфных ультрадисперсных упрочняющих фаз не исключается. О их наличии косвенно свидетельствуют повышенная микротвердость и жаропрочность материала.

Выводы

- Представленные результаты свидетельствуют о перспективности применения технологии реакционного механического легирования для синтеза порошков, позволяющих формировать высококачественные изделия способом селективного лазерного сплавления.
- Одним из важнейших параметров технологического процесса, позволяющим управлять гранулометрическим составом синтезируемых порошков, является температура стенок рабочей камеры

механореактора, увеличение которой с 20 до 80 °С позволяет существенно снизить содержание частиц размером менее 25 мкм и увеличить количество фракции 25–50 мкм и более. Это позволяет адаптировать технологический процесс получения порошка под требования, предъявляемые к нему при дальнейшей переработке в изделия различными способами.

3. Применение разработанного порошка аустенитной стали, полученного способом реакционного механического легирования, позволяет получать изделия, отличающиеся плотностью, близкой к 100%, а также однородной микроструктурой.

4. Использование разработанных порошков позволяет увеличить скорость печати до 30% по сравнению с предлагаемой базовой скоростью без потери качества получаемого материала, при этом мощность лазерного излучения может быть снижена до 20%, что позволит существенно увеличить эффективность процесса.

5. Микротвердость образцов стали из разработанного порошка не зависит от режимов наплавки и в среднем составляет 300–315 HV, что на 55–60% выше по сравнению со сталью, полученной классическим способом.

6. Отжиг образцов при температуре 900 °С в течение длительного времени в большинстве случаев не приводит к снижению их микротвердости, а в ряде случаев способствует ее увеличению.

7. Основой образцов, полученных из разработанного порошка послойным синтезом, является аустенит, с большой долей вероятности содержащий ультрадисперсные упрочняющие фазы, находящиеся в рентгеноаморфном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Forming a single layer of a composite powder based on the Ti-Nb system via selective laser melting (SLM) / A. A. Saprykin [et al.] // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – № 140. – P. 1–9.
2. Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing / D. Wimler [et al.] // Intermetallics. – 2021. – Vol. 131. – Art. 107109.
3. Soliman, H.A. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review / H.A. Soliman, M. Elbestawi // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 119. – P. 5583–5614.
4. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties/ T. DebRoy [et al.] // Progress in Materials Science. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.
5. Ловшенко, Ф.Г. Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями: моногр. / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. – 405 с.
6. Ловшенко, Г.Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: моногр. / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с.
7. Ловшенко, Г.Ф. Высокоэффективный аппарат для реакционного механического легирования металлических систем / Г.Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // Вестник Белорус.-Рос. ун-та. – 2007. – № 4. – С. 72–80.
8. Ловшенко, Ф.Г. Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание термореагирующих порошковых композиций на основе железа и никеля для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко, Г. Ф. Ловшенко // Литье и металлургия. – 2014. – № 4. – С. 99–108.

REFERENCES

1. Saprykin A.A. [et al.] Forming a single layer of a composite powder based on the Ti-Nb system via selective laser melting (SLM). *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2016, no. 140, pp. 1–9.
2. Wimler D. [et al.] Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing. *Intermetallics*, 2021, vol. 131, art. 107109
3. Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, pp. 5583–5614.
4. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224.
5. Lovshenko F.G., Fedosenko A.S. *Mehanicheski legirovannye zharoprochnye poroshki dlja proizvodstva izdelij additivnymi tehnologijami: monogr.* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the production of products using additive technologies]. Mogilev, Belorus.-Ros. un-t Publ., 2019, 405 p.
6. Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Khina B. B. *Nanostrukturnyye mehanicheski legirovannyye materialy na osnove metallov: monogr.* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metal]. Mogilev, Belorus.-Ros. un-t Publ., 2008, 679 p.
7. Lovshenko G. F., Lovshenko Z. M., Khabibullin A. I. Vysokoeffektivnyy apparat dlya reaktsionnogo mehanicheskogo legirovaniya metallicheskikh sistem [Highly efficient apparatus for reaction mechanical alloying of metal systems]. *Vestnik Belorusskogo Rossiyskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2007, no. 4, pp. 72–80.
8. Lovshenko F.G., Fedosenko A.S., Lovshenko G.F. Vliyaniye mehanicheskogo legirovaniya na fazovyy sostav i teplosoderzhaniye termoreagiruyushchikh poroshkovykh kompozitsiy na osnove zheleza i nikelya dlya gazotermicheskikh pokrytiy [Influence of mechanical alloying on phase composition and heat content of thermoreacting powder compositions on the basis of iron and nickel for gas-thermal coverings]. *Lit'ye i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 99–108.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-82-92>
УДК 621.74; 621.792; 669.53.01.99; 621.88

Поступила 17.10.2025
Received 17.10.2025

ОЦЕНКА ХАРАКТЕРА И ДИНАМИКИ РАЗРУШЕНИЯ СКЛЕЕННЫХ СОЕДИНЕНИЙ В МОДЕЛЬНОМ КОМПЛЕКТЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ИНСТРУМЕНТОВ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

М. Л. КАЛИНИЧЕНКО, Е. А. МАЛИНОВСКИЙ, М. Л. ПШЕНИЧНЫЙ, Е. Н. ШИШ,
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: m.kalinichenko@bntu.by.

В статье рассматривается компьютерное моделирование с помощью различных программ с возможностью симуляции технологических процессов. Анализируются потенциальные нагрузки, испытываемые модельными комплектами на основе полнотелых и пустотелых склеенных и цельных элементов. Смоделирован процесс уплотнения формовочных смесей при машинной и ручной формовке с наглядной демонстрацией нагрузок, действующих на модельный комплекс. Показаны преимущества и недостатки программ, используемых на территории ЕАС. Обоснованы возможности применения данных программ при оценке нагрузок на цельные и склеенные изделия.

Ключевые слова. Программное обеспечение, моделирование различных технологических процессов, литейное производство, модельные комплексы, эпюра напряжений.

Для цитирования. Калиниченко, М. Л. Оценка характера и динамики разрушения склеенных соединений в модельном комплекте с применением инструментов численного моделирования / М. Л. Калиниченко, Е. А. Малиновский, М. Л. Пшеничный, Е. Н. Шиш // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 82–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-82-92>.

ASSESSING THE NATURE AND DYNAMICS OF FAILURE OF GLUE-BOUND JOINTS IN A MODEL KIT USING NUMERICAL SIMULATION TOOLS

M. L. KALINICHENKO, E. A. MALINOVSKII, M. L. PSHANICHNY, E. N. SHISH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: m.kalinichenko@bntu.by.

This paper presents computer modeling using various programs, capable of simulating technological processes, and potential loads experienced by model kits based on solid and hollow glued and solid elements. The process of compaction of molding mixtures during machine and manual molding was simulated with a visual demonstration of the loads acting on the model kit. The advantages and disadvantages of the programs used in the Eurasian Economic Community are discussed. The feasibility of using these programs to assess loads on solid and glued components is substantiated.

Keywords. Software, modeling of various technological processes, foundry production, model kits, stress diagram.

For citation. Kalinichenko M. L., Malinovskii E. A., Pshenichny M. L., Shish E. N. Assessing the nature and dynamics of failure of glue-bound joints in a model kit using numerical simulation tools. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 82–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-82-92>.

Стоимость готового изделия определяется расходами на заготовительное производство и финишную обработку. Поскольку финишная обработка, как правило, составляет до 60% стоимости готового изделия, важную роль играет класс точности получаемой заготовки. На ее качество и стоимость, в свою очередь, влияет качество модели. Одним из возможных факторов влияния на данный процесс является уменьшение их материоемкости, например, за счет создания пустотелых конструкций. Однако критически важно оценить, как такая модификация повлияет на прочность. Поскольку главный вид нагрузки в процессе формования заготовки-формы – сжатие, необходимо детально изучить и сравнить поведение различных типов моделей как на пустотелой основе, так и комбинированных.

Для снижения убытков при производстве деталей ответственного назначения и повышения рентабельности производства наиболее целесообразным является процесс компьютерного моделирования технологического процесса. Как известно [1–4], моделировать можно как конкретный технологический процесс, так и изделия в целом.

В современных реалиях изготовление конкретного изделия в литейном производстве происходит в несколько этапов:

- 1) получение исходного шихтового материала;
- 2) изготовление сплава, подходящего для производства изделия с необходимыми свойствами;
- 3) планировка формы для изготовления изделия с учетом свойств сплава по п. 2;
- 4) выбор материала для создания модельного комплекта, из которого будет изготовлена форма;
- 5) симуляция сжимающих нагрузок, действующих на модельный комплект в процессе формовки;
- 6) процесс заливки/выбивки и получения качественного изделия.

Снижения себестоимости получаемых отливок можно достичь путем уменьшения затрат на изготовление модельного комплекта. Один из способов снижения стоимости модельного комплекта – уменьшение его материалоемкости за счет технологии склеивания (модельный комплект изготавливается из остатков частей пластика), а также с помощью облегчения конструкции [5]. Поэтому актуальным является сравнение механизма разрушения цельных и пустотелых модельных комплектов.

В процессе уплотнения формовочных смесей, особенно при машинной формовке, на модельный комплект воздействуют различные виды нагрузок, в особенности сжимающие напряжения, которые могут способствовать его быстрому износу, приводить к деформациям и, как следствие, выходу из строя. Исследовано [6], что скорость изменения сжимающих усилий влияет на поведение формовочной смеси и, следовательно, на модельный комплект. Существуют два способа уплотнения – статический и динамический. При статических нагрузках происходит медленное увеличение сжимающих нагрузок, а при динамических приложение нагрузки не превышает 0,1–0,2 с, сжимающие напряжения в смеси быстро растут и быстро уменьшаются. Известно, что при уплотнении форм методом машинного прессования давление прессования формовочной смеси составляет 0,2–0,4 МПа, а встрихивающих с подпрессовкой – 0,15 МПа. При ручной же формовке усилие прессования зависит от работы самого формовщика и не превышает 6 кг/м², что составляет 0,059 кН/м² [6, 7].

В настоящее время изучение динамических нагрузок происходит в комбинации с проведением физических экспериментов и компьютерного моделирования. Компьютерные программы помогают выявить и устранить проблемы еще до производства первого образца, что особенно важно для штучных и мелкосерийных производств [1].

На этапе развития современных технологий существует ряд компьютерных программ, позволяющих смоделировать и описать процессы, происходящие на определенном участке производства. Например, при моделировании процессов заливки формы и качества готовой продукции используются такие программы (на территории Республики Беларусь), как LVMFlow и PROCast. Они дают возможность произвести симуляцию необходимого технологического процесса и еще на стадии проектирования устранить ошибки. Однако специализированные программы имеют ограниченный доступ и задействованы на решении определенных задач. Следовательно, для симуляции одного из вышеуказанных этапов целесообразно применять программы общего технического моделирования, которые имеют массовое использование.

В рамках данного исследования проведен анализ разрушающих нагрузок, действующих на склеенные компоненты модельного комплекта в условиях литейного производства, с помощью программ SolidWorks [8, 9] и Компас 3D [10]. Актуальность работы обусловлена тем, что в процессе машинной формовки уплотняемая смесь создает значительные механические напряжения, в первую очередь сжимающего характера. Эти нагрузки являются причиной ускоренного износа, деформации и последующего выхода оснастки из строя.

Для детального изучения данного явления выполнено компьютерное моделирование в среде SolidWorks. Это программное обеспечение позволило с высокой точностью проанализировать поведение как цельных, так и пустотелых конструкций модельных комплектов.

Цель работы – оценка характера и динамики разрушения склеенных соединений в цельной и пустотелой модели с применением инструментов численного моделирования SolidWorks.

Объектом настоящего исследования выступают два склеенных элемента, составляющих модель. Несмотря на идентичную высоту (50 мм) и общую геометрию в виде усеченного конуса, образцы имеют принципиальное конструктивное различие. Первый образец представляет собой цельную деталь, собранную из трех отдельных частей (рис. 1, а, в). Второй образец является пустотелым (рис. 1, б, г). Его конструкция характеризуется толщиной стенок 10 мм. Особенностью сборки данной модели является склеивание составных частей высотой 10 и 40 мм соответственно.

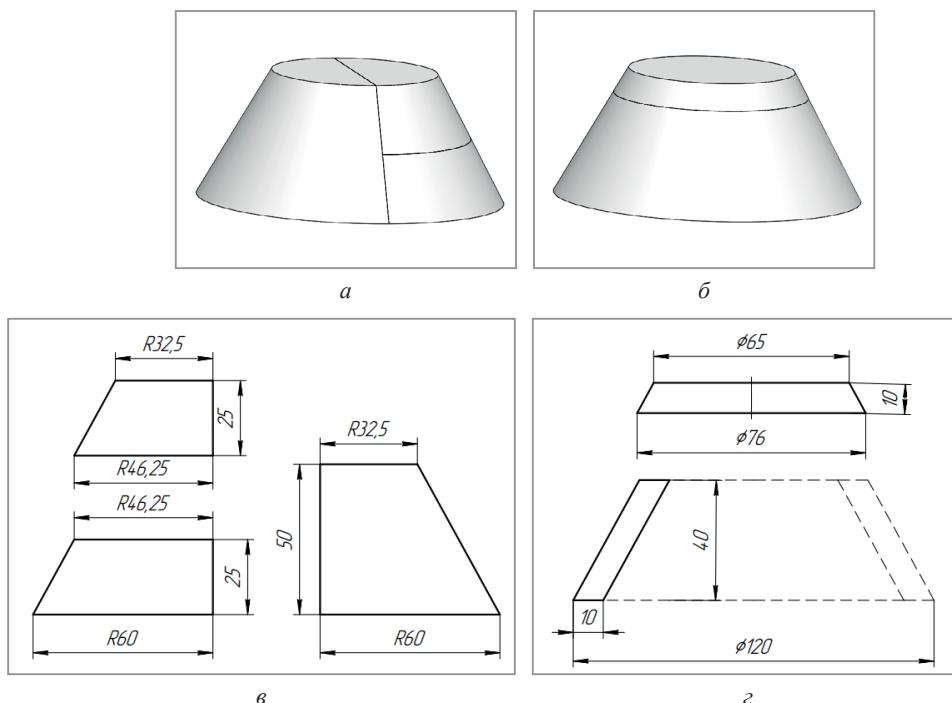


Рис. 1. Вид моделей с габаритными размерами склеенных частей:

а – общий вид цельной склеенной модели; *б* – общий вид пустотелой склеенной модели;
в – габаритные размеры цельной склеенной модели; *г* – габаритные размеры пустотелой склеенной модели

Задача исследования – прогнозирование работы склеенной модели (цельной и пустотелой) из модельного пластика Prolab 65 (технические характеристики указаны в [5]). На первоначальном этапе выполняются базовые настройки проекта. Моделирование осуществляется как внешняя задача, что подразумевает анализ физических процессов в окружающем детали пространстве. На систему назначается гравитационная нагрузка, стандартно направленная вдоль оси Y. В качестве среды, заполняющей объем вокруг моделей, принимается воздух. Далее конфигурируется расчетный домен – виртуальный контур, ограничивающий зону проведения анализа. Этот объем охватывает как сами исследуемые объекты, так и часть прилегающего пространства, что является необходимым условием для обеспечения достоверности результатов.

Цель расчета – определение величины полного давления, вектор которого направлен по нормали к поверхности модели. Важным параметром является уровень детализации расчетной сетки. Его выбор напрямую влияет на точность и трудоемкость моделирования: повышение плотности сетки, увеличивающее количество узловых точек, ведет к росту точности, но одновременно и к увеличению вычислительных затрат.

Полученные в результате моделирования данные о распределении давления по поверхностям деталей сохраняются и передаются для последующего углубленного анализа в модуль SolidWorks Simulation.

На следующем этапе производится назначение материала для деталей. Хотя программа SolidWorks предоставляет доступ к обширным встроенным библиотекам, для данной задачи был создан пользовательский материал с вводом требуемых характеристик вручную. К числу задаваемых параметров относятся плотность используемого материала, модуль упругости и предел текучести, прочность на сжатие, растяжение, модуль сдвига и т. д.

Методика моделирования kleевых соединений представляет собой критически важную задачу для обеспечения точности прочностных расчетов составных модельных комплектов. Особую актуальность данная проблема приобретает в контексте проектирования модельных комплектов, подвергающейся значительным механическим нагрузкам в процессе эксплуатации. Традиционные подходы к моделированию соединений часто не учитывают специфику распределения напряжений в адгезионном слое, что приводит к существенным погрешностям при прогнозировании прочностных характеристик. Практическая реализация методики осуществлялась посредством параметрического создания трехмерного тела kleевого шва, геометрия которого точно соответствовала форме и площади контакта соединяемых деталей (рис. 2).

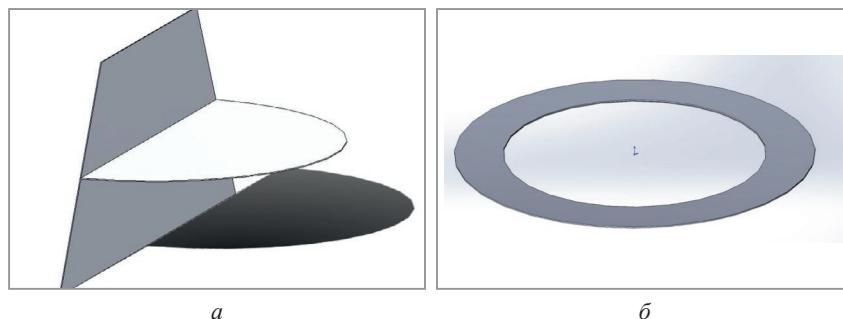


Рис. 2. Геометрическая модель клеевого шва: *а* – для цельной модели; *б* – для полой модели

Особое внимание уделялось соблюдению равномерной толщины адгезионного слоя и точному позиционированию шва относительно соединяемых поверхностей. Созданным виртуальным моделям присваивали механические характеристики клея «Navr» на эпоксидной основе (технические характеристики указаны в [5]), выбранного на основании детального сравнительного анализа промышленных образцов.

Интеграция моделей клеевых соединений в общую сборку выполнялась с применением специализированных условий контакта, обеспечивающих адекватное взаимодействие между адгезивом и соединяемыми поверхностями. Последующая верификация разработанной методики продемонстрировала высокую степень соответствия расчетных данных экспериментальным результатам.

Для корректного моделирования механического поведения составного модельного комплекта при воздействии внешних нагрузок необходимо обеспечить физически достоверное описание взаимодействия между сопрягаемыми деталями. В рамках данного исследования для всех соединений была выбрана функция Global Interaction (Bounded-Meshed independently) (рис. 3).

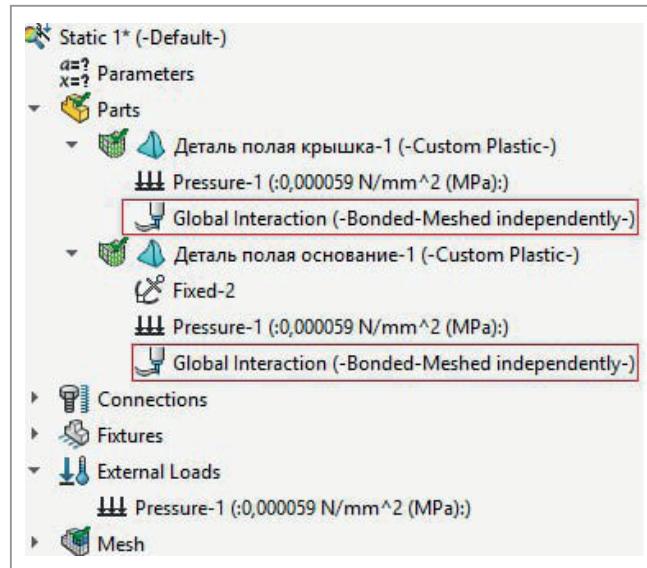


Рис. 3. Настройка глобального контактного взаимодействия типа "Bonded" в SolidWorks Simulation

Физическая сущность данного контактного условия заключается в создании неразрывной кинематической связи между сопрягаемыми поверхностями. Это означает, что первоначальный контакт между деталями сохраняется на протяжении всего процесса нагружения: поверхности не могут отделяться друг от друга или смещаться относительно друг друга. При этом система в целом сохраняет свободу деформирования и перемещения в пространстве как единое целое. Применение данного типа контактного взаимодействия особенно важно для модельных комплектов, где требуется обеспечить совместную работу всех элементов конструкции под нагрузкой. Установка данного условия гарантирует, что расчетная модель будет адекватно отражать реальное поведение склеенных деталей при воздействии эксплуатационных нагрузок, возникающих в процессе формовки.

Для обеспечения корректности прочностного анализа в расчетной модели задаются граничные условия. С этой целью фиксируется нижняя плоскость детали, что исключает ее перемещение. На внешнюю поверхность модели последовательно прикладываются распределенные нагрузки интенсивностью 10,

20 и 30 кН/м². Направление действия давления задается перпендикулярным к поверхности для моделирования равномерного силового воздействия по всей площади.

Следующим этапом является генерация конечно-элементной сетки. Ее параметры настраиваются с учетом геометрических особенностей детали и требуемой точности решения. Аналогично расчету в Flow Simulation уменьшение размера ячеек особенно в зонах сложной формы позволяет повысить детализацию и достоверность результатов. После этого выполняется непосредственно прочностной расчет. Его итогом являются поля напряжений, деформаций и перемещений, возникающих в конструкции под действием приложенных нагрузок. Результаты расчетов переносятся в Word-документ. По итогам анализа составляется отчет, содержащий исчерпывающее описание модели. В отчет входят геометрические параметры, свойства материалов, приложенные нагрузки и граничные условия, а также все ключевые результаты. Для наглядной интерпретации данных отчет дополняется диаграммами, отображающими картину распределения напряжений и перемещений. Все полученные в результате расчета численные значения приведены в табл. 1. Визуализация результатов моделирования, а именно полей напряжений и перемещений для цельной и пустотелой конструкций, приведена на рис. 4, 5.

Таблица 1. Результаты расчетов моделирования нагрузки на пустотелую и цельную модели

Деталь	Давление на деталь, кН/м ²	Напряжение, кН/м ²		Перемещение, мм
		max	min	
Пустотелая	10	116,4	1,764	0,001218
	20	232,7	3,527	0,002437
	30	349,1	5,291	0,003655
Цельная	10	116,4	6,701	0,0095
	20	20,490	0,0134	0,001902
	30	30,740	0,0201	0,002853

Важным аспектом является то, что представленная геометрия подвергнута значительному визуальному искажению. Программный комплекс SolidWorks в автоматическом режиме масштабирует величину деформаций для улучшения восприятия данных. Именно этим обусловлен кажущийся парадокс, когда визуальная деформация цельной детали выглядит существеннее, чем у пустотелой, в то время как численные результаты расчетов свидетельствуют об обратной тенденции. На всех представленных изображениях экстремальные значения напряжений (кН/м²) и перемещений (мм) маркированы цветом: максимальные величины обозначены красным, а минимальные – синим.

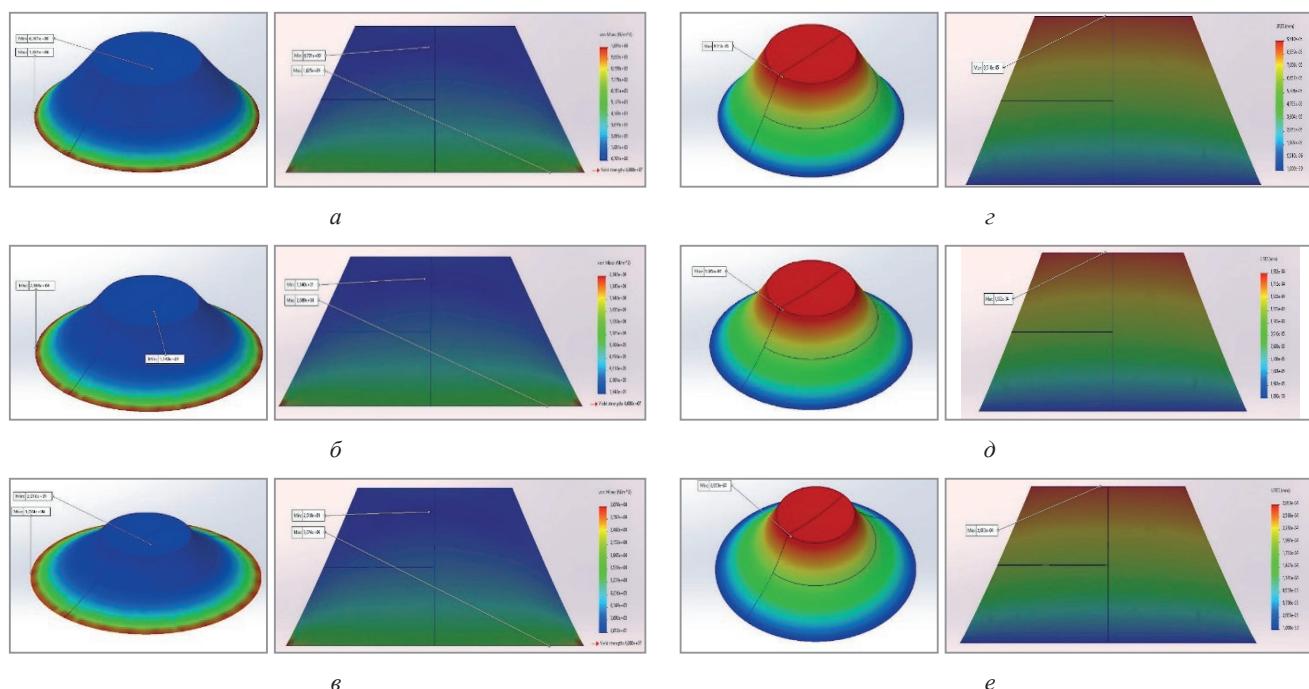


Рис. 4. Распределение напряжений и перемещений для пустотелой модели при давлении:
α, γ – 10 кН/м²; δ, δ – 20; γ, ε – 30 кН/м²; α, β, γ – распределение напряжений; γ, δ, ε – распределение перемещений

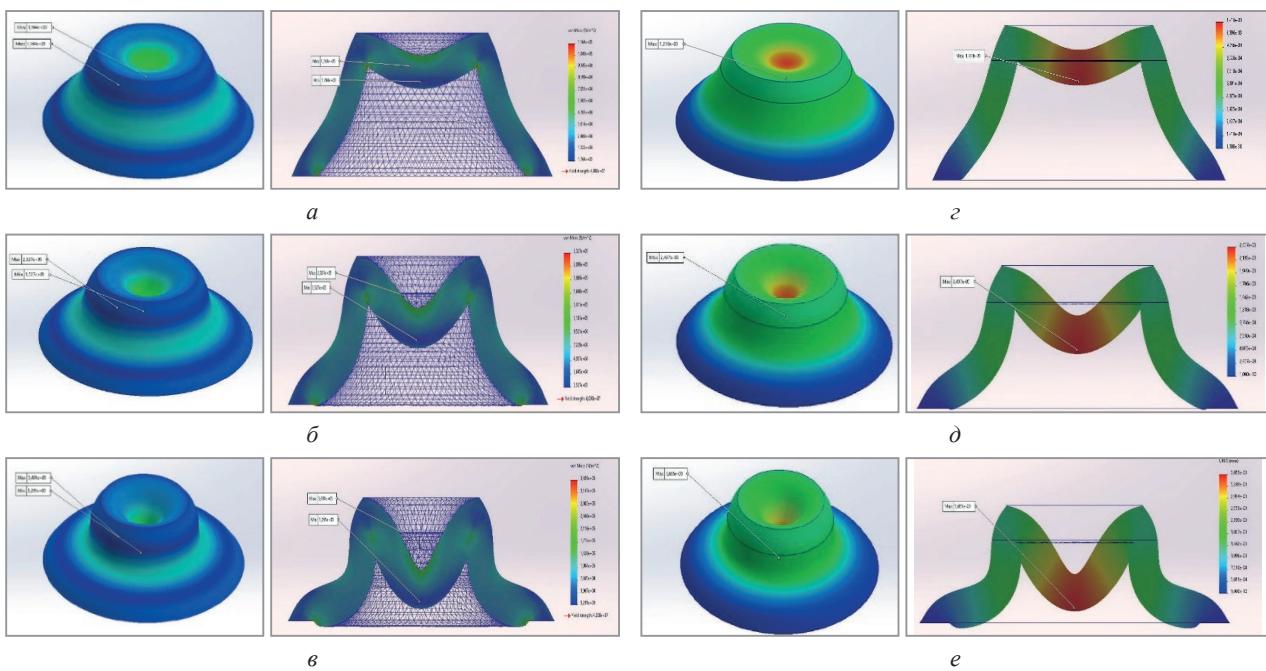


Рис. 5. Распределение напряжений и перемещений для цельной модели при давлении:
а, г – 10 кН/м²; б, д – 20; в, е – 30 кН/м²;
а, б, в – распределение напряжений; г, д, е – распределение перемещений

Анализ рисунков позволяет установить, что в пустотелой модели зона максимальных напряжений при всех уровнях нагрузки локализуется в ее верхней части. При этом при воздействии 20 и 30 кН/м² к этой зоне добавляется и средний участок конструкции. В отличие от нее цельная модель демонстрирует иную картину: пиковые напряжения при всех трех нагрузках сосредоточены на ее нижних гранях. Что касается минимальных напряжений, то здесь наблюдается обратная закономерность: для пустотелой модели они фиксируются в нижней части, а для цельной – в верхней.

Согласно полученным данным, характер распределения перемещений существенно различается. В пустотелой модели максимальное перемещение сконцентрировано исключительно в центральной точке верхней плоскости. В то же время у цельной модели деформация распределена по всей площади верхнего торца, проявляясь с разной интенсивностью. Область минимальных перемещений в обоих случаях совпадает и локализована вдоль нижней закрепленной грани.

Напряжения у пустотелой модели растут (116,4; 232,7; 349,1 кН/м²), увеличиваясь примерно на 116,3 кН/м² с каждым шагом нагрузки. Эта линейная зависимость указывает на равномерное упругое деформирование конструкции. Цельная модель демонстрирует значительно более низкий уровень напряжений (116,4; 20,490; 30,740 кН/м²). Особенно показателен резкий спад напряжения после первоначальной нагрузки. Такое поведение свидетельствует о принципиально ином распределении нагрузок: массивная конструкция эффективно перераспределяет напряжение по всему своему объему, не образуя локальных пиков, характерных для тонкостенной пустотелой структуры.

Можно заключить, что наличие пустот в конструкции кардинально меняет картину напряженного состояния, приводя к значительной концентрации напряжений и их интенсивному росту по мере увеличения внешней нагрузки.

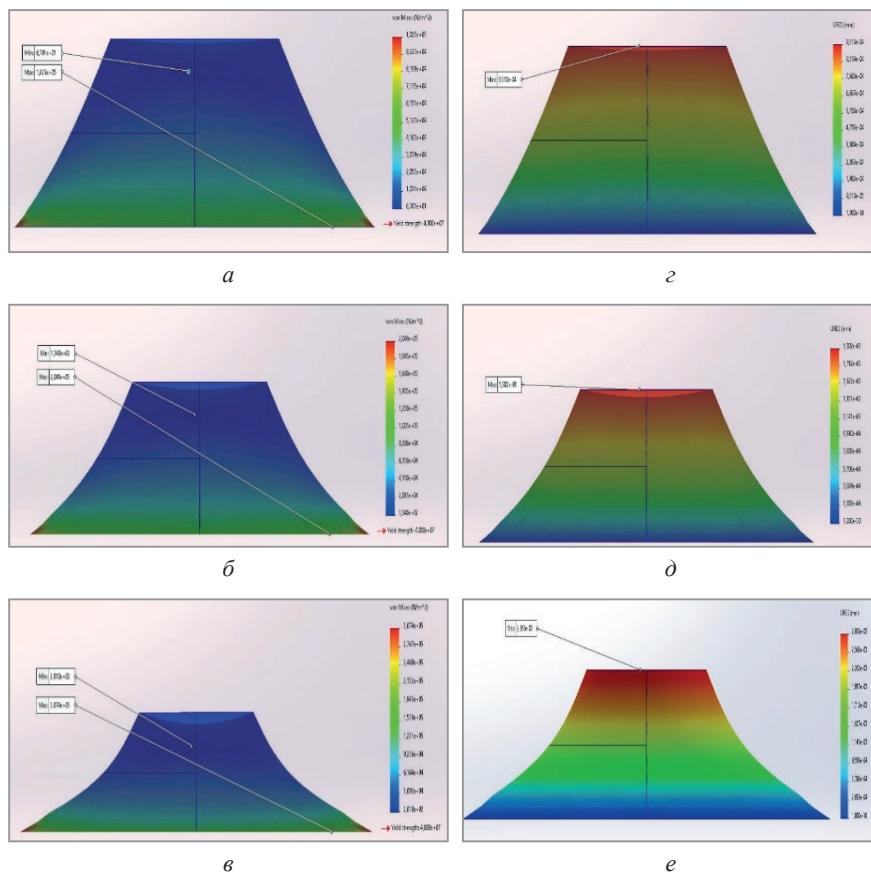
Далее проведем серию расчетов для цельной модели, установив значения давления 100, 200 и 300 кН/м². Это позволит исследовать поведение конструкции при различных нагрузках и проанализировать распределение напряжений и деформаций. Результаты расчетов представлены в табл. 2.

Анализ данных позволяет выявить четкие линейные зависимости между прилагаемой нагрузкой и откликом конструкции. С увеличением давления в 3 раза (со 100 до 300 кН/м²) максимальное напряжение и максимальное перемещение также возрастают пропорционально, приблизительно в 3 раза. При этом минимальное напряжение остается крайне низким на всех этапах нагружения, что подтверждает равномерный характер распределения нагрузки по объему цельной детали.

Визуальный анализ рис. 6 наглядно иллюстрирует выводы, сделанные на основе табличных данных. Распределение напряжений и перемещений по объему модели сохраняет одинаковую картину при всех

Таблица 2. Результаты расчетов моделирования нагрузки на цельную модель

Модель	Давление на деталь, кН/м ²	Напряжение, кН/м ²		Перемещение, мм
		max	min	
Цельная	100	1025	0,067	0,000951
	200	204,9	0,134	0,001902
	300	307,4	0,201	0,002903

Рис. 6. Распределение напряжений и перемещений для цельной модели при давлении: а, г – 100 кН/м²; б, д – 200; в, е – 300 кН/м²; а, б, в – распределение напряжений; г, д, е – распределение перемещений

значениях давления: зоны максимальных напряжений стабильно локализуются в одних и тех же конструктивных областях, не проявляя признаков пластической деформации или перераспределения. Это подтверждает надежность и предсказуемость поведения цельной модели под нагрузкой. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что конструкция сохраняет свою целостность и эксплуатационные характеристики в рассмотренном диапазоне нагрузок.

Исследование пустотелой модели в диапазоне нагрузок 100–300 кН/м² целенаправленно не проводили. Данное решение обусловлено тем, что характер распределения напряжений и деформаций в тонкостенной конструкции уже был установлен на предыдущих этапах моделирования. При дальнейшем увеличении нагрузки принципиальная картина не изменяется: не формируются новые зоны концентрации напряжений и не происходит смена формы деформации. Наблюдается лишь пропорциональное масштабирование уже известных величин – рост напряжений в стенках конструкции и увеличение величины перемещений.

Анализ напряженно-деформированного состояния при ручной и машинной формовке. Для всесторонней оценки долговечности и стабильности размеров модельного комплекта в условиях эксплуатации проведено сравнительное моделирование двух основных технологических процессов уплотнения формовочной смеси – ручной и машинной формовки. Целью данного этапа исследования является количественная и качественная оценка распределения механических напряжений и возникающих деформаций

в элементах оснастки при воздействии нагрузок, характерных для каждого из методов. Визуализация результатов в виде полей напряжений и перемещений, представленная на рис. 7, позволяет наглядно сопоставить степень и характер механического воздействия на модели, что является критически важным для прогнозирования его ресурса и оптимизации технологических параметров процесса формования.

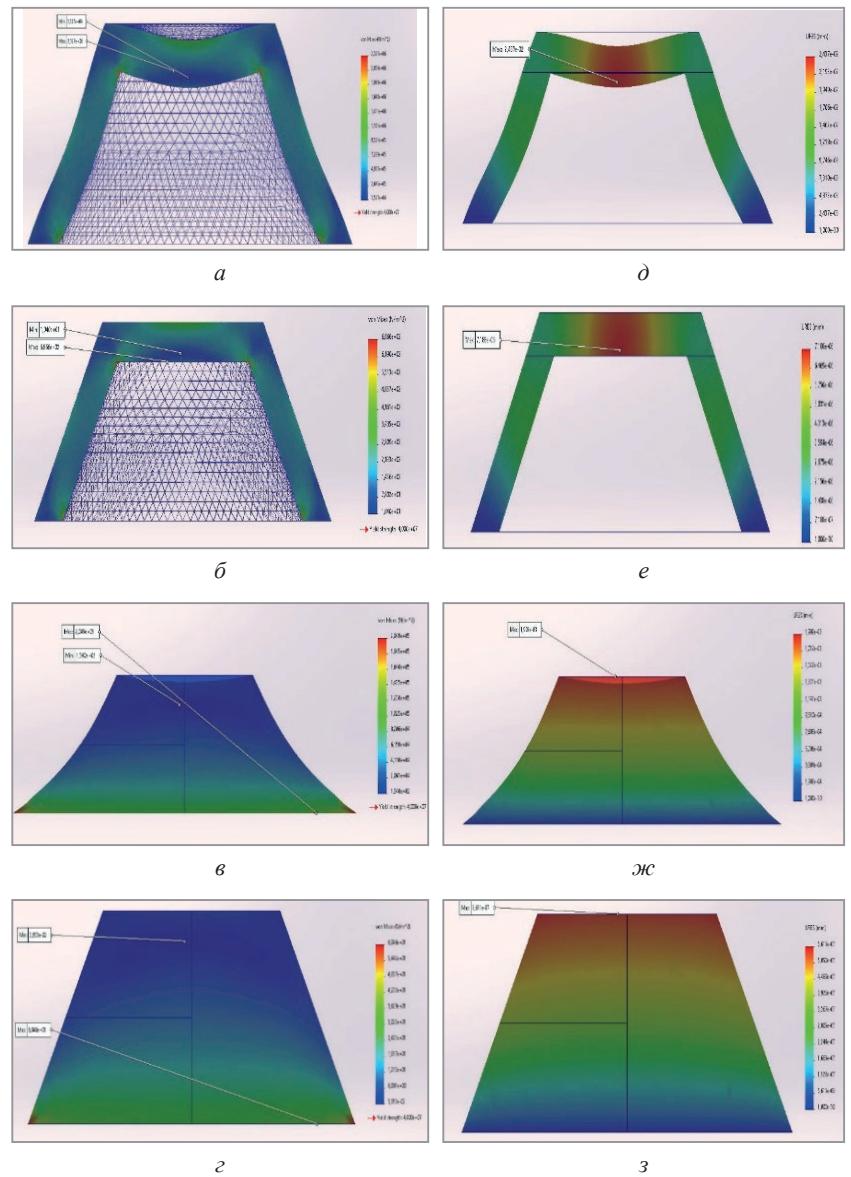


Рис. 7. Распределение напряжений и перемещений при нагрузках машинной и ручной формовки в моделях:
 a, d – в пустотелой модели при нагрузке $200 \text{ кН}/\text{м}^2$; b, e – в пустотелой модели при нагрузке $0,059 \text{ кН}/\text{м}^2$;
 c, f, g, h – в цельной модели при нагрузке $200 \text{ кН}/\text{м}^2$; z, z – в цельной модели при нагрузке $0,059 \text{ кН}/\text{м}^2$

На следующем этапе с помощью программы Компас 3D помещаем модель в формовочную смесь (рис. 8).

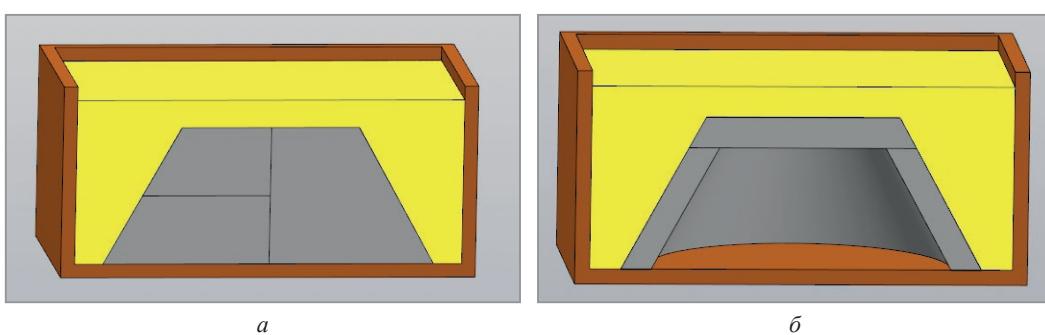


Рис. 8. Вил моделей в опоке: a – цельная; b – пустотелая

Произведен расчет и анализ напряженно-деформационного состояния формовочной смеси и модели при ручной и машинной формовке. Важно, чтобы усилие запрессовки позволило форме держать свой отпечаток, но формовочная смесь не стала настолько плотной, чтобы выходящие при заливке газы ее разрушили [6, 7].

Когда делается расчет, программа сама определяет, как соединены части между собой. Это делается автоматически, потому что расчет проводится для всей сборки, компоненты в которой уже привязаны друг к другу. Стоит отметить, что также автоматически указывается kleевой шов. При необходимости сами связи и их тип можно задавать вручную [7]. Результаты проведенных расчетов приведены в табл. 3.

Таблица 3. Результаты расчетов моделирования нагрузки на пустотелую и цельную модели, передаваемые через формовочную смесь

Модель	Давление на деталь, МПа	Напряжение, кН/м ²		Перемещение, мм
		max	min	
Пустотелая	0,000059	0,5553	3,47110 ⁻²	1,721·10 ⁻⁷
	0,2	1882	117,6	5,834·10 ⁻⁴
	0,4	3765	235,3	1,167·10 ⁻³
Цельная	0,000059	0,543	3,39310 ⁻²	1,702·10 ⁻⁷
	0,2	1841	115	5,77·10 ⁻⁴
	0,4	3681	230,1	1,154·10 ⁻³

Распределения напряжений и перемещений для пустотелой и цельной модели представлены на рис. 9, 10. Максимальное и минимальное напряжения, а также максимальное и минимальное перемещения отмечены на рисунках красным и синим цветом соответственно. Необходимо отметить, что эти изображения сильно искажены с целью подчеркнуть малые деформации, которые без этих искажений будут незаметны.

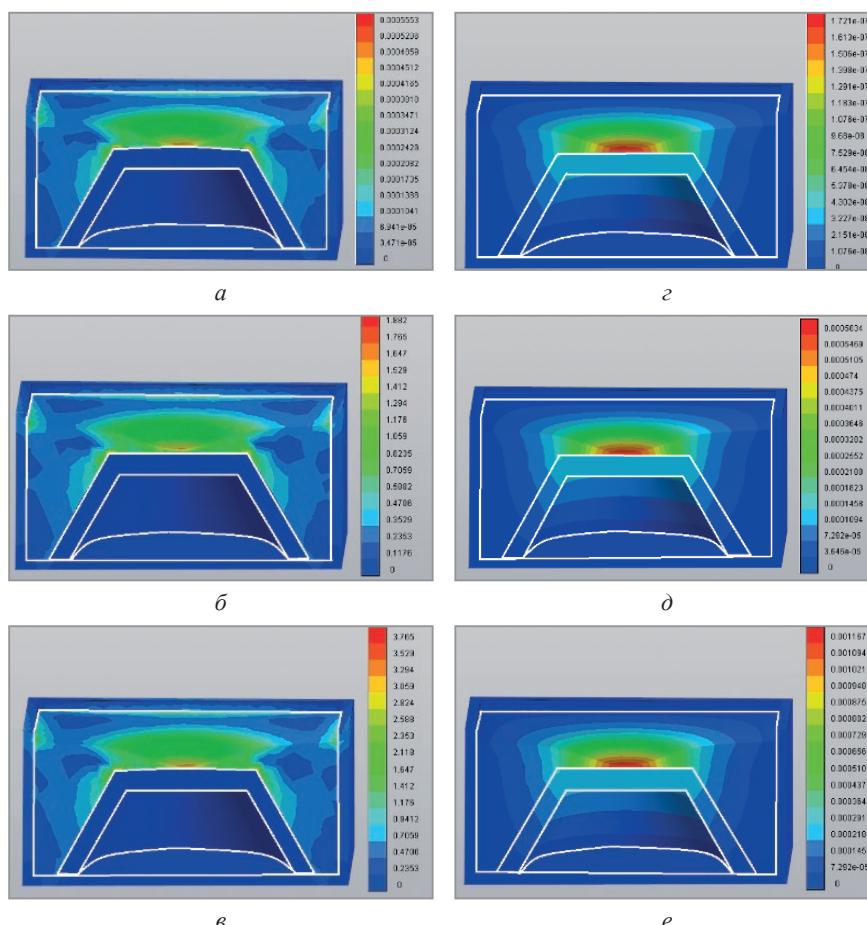


Рис. 9. Распределение напряжений и перемещений для пустотелой модели при давлении:
a, e – 0,000059 МПа; б, д – 0,2; в, е – 0,4 МПа;
a, б, в – распределение напряжений; д, е – распределение перемещений

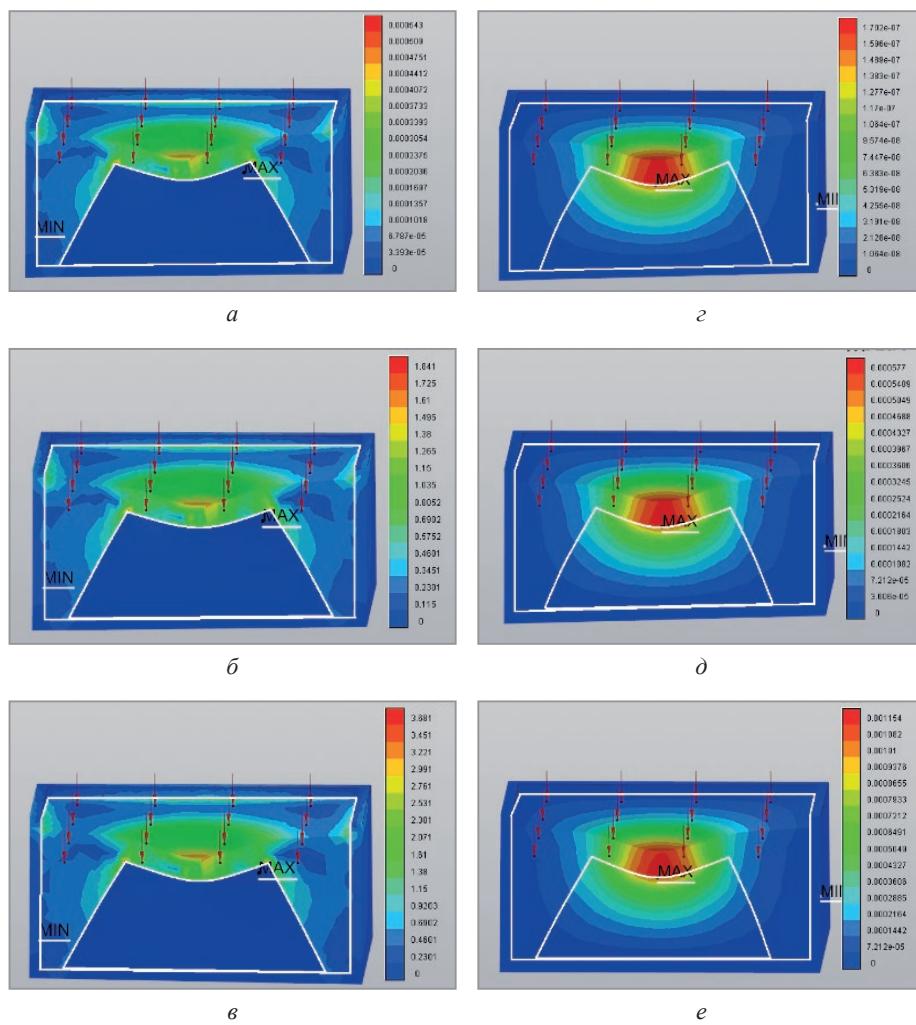


Рис. 10. Распределение напряжений и перемещений для цельной модели при давлении:
a, г – 0,000059 МПа; *б, д* – 0,2; *в, е* – 0,4 МПа;
а, б, в – распределение напряжений; *г, д, е* – распределение перемещений

Из рисунков 9, 10 можно сделать вывод, что максимальное напряжение как в пустотелой, так и в цельной деталях приходится на середину верхней части. При нагрузке 0,000059 МПа для обеих деталей не возникает серьезных напряжений. При нагрузке 0,2 МПа разница напряжений между двумя деталями минимальна: в пустотелой детали – 1882 кН/м², в цельной – 1840 кН/м². При нагрузке 0,4 МПа напряжение увеличивается вдвое как с первой деталью, так и со второй: в пустотелой – 3765 кН/м², в цельной – 3681 кН/м². Минимальное напряжение для обеих деталей приходится на нижнюю часть.

Проведенное исследование выявило существенную разницу в воздействии на модельный комплект при различных способах формовки. Машинная формовка с давлением 0,2, 0,4 МПа вызывает значительные механические напряжения в обеих деталях, превышающие показатели ручной формовки на несколько порядков. При этом пустотелая конструкция демонстрирует повышенную чувствительность к механическим воздействиям, проявляя более высокий уровень деформаций и напряжений по сравнению с цельной деталью при одинаковом давлении. В отличие от машинного способа ручная формовка с давлением 0,000059 МПа оказывает минимальное воздействие на модельный комплект, создавая равномерное распределение напряжений без выраженных концентраторов. Сравнительный анализ подтверждает компромиссный характер выбора технологии: машинная формовка обеспечивает интенсивное уплотнение смеси, но создает существенные нагрузки на оснастку, в то время как ручной способ сохраняет ресурс модельного комплекта, но менее эффективен для уплотнения. Конструкция цельной детали в обоих случаях показывает лучшую устойчивость к деформациям, что свидетельствует о ее повышенной надежности. Полученные результаты создают объективную основу для оптимизации технологических параметров процессов формовки с учетом требований к качеству уплотнения смеси и сохранности модельного комплекта.

Выводы

1. В ходе исследования выполнено моделирование нагрузок, действующих на склеенные элементы цельной и пустотелой модели, с использованием программного комплекса SolidWorks и Компас 3D. Проведенный анализ позволил оценить распределение возникающих напряжений и вызванных ими перемещений. Результаты работы наглядно продемонстрировали различие в поведении деталей разной конструкции при одинаковых внешних воздействиях, что подтверждает эффективность применения SolidWorks и Компас 3D для решения задач прочностного моделирования. Разница с данными испытаний на натуральных образцах составила не более 15 %, что позволяет говорить о приемлемости данного способа моделирования простых конструкций.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Никаноров, А. В.** Сравнительный анализ компьютерных программ для моделирования литьевых процессов / А. В. Никаноров // Вестник ИрГТ У. Металлургия и материаловедение. – 2018. – № 11. – С. 209–218.
2. **Монастырский, А. В.** PoligonSoft для литьевого производства / А. В. Монастырский, Ю. Власов // САПР и графика. – 2022. – № 5. – С. 22–28.
3. **Ковалев, Р. В.** Введение в моделирование динамики механических систем / Р. В. Ковалев, Д. В. Даниленко // САПР и графика. – 2008. – № 4. – С. 26–31.
4. Оптимизация литьевых процессов с помощью программного обеспечения [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.rosstip.ru>. – Дата доступа: 15.10.2024.
5. **Калиниченко, М. Л.** Технология склеивания: теория, практика, материалы / М. Л. Калиниченко, Л. П. Долгий, В. А. Калиниченко. – Минск: БНТУ, 2021. – 187 с.
6. Технология литьевого производства: учеб. / Б. С. Чуркин [и др.]. – Екатеринбург: Изд-во Урал. гос. проф.-пед. ун-та, 2000. – 662 с.
7. Компьютерное моделирование технологических процессов литьевого производства / М. Л. Калиниченко [и др.] // Развитие современной науки: опыт, проблемы, прогнозы: сб. ст. IX Междунар. науч.-практ. конф. – Петрозаводск: Новая наука, 2025. – С. 85–101.
8. SolidWorks. Обзор возможностей 3D моделирования [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.solidworks.com/ru>. – Дата доступа: 15.10.2025.
9. Основные принципы SolidWorks Simulation [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://help.solidworks.com>. – Дата доступа: 15.10.2025.
10. ASCON. Описание возможностей системы Компас-3D: функции, технические характеристики и условия лицензирования [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ascon.net/products/cae>. – Дата доступа: 16.10.2025.

REFERENCES

1. **Nikanorov A.V.** Sravnitel'nyj analiz kompjuternyh programm dlja modelirovaniya litejnyh processov [Comparative Analysis of Computer Programs for Modeling Casting Processes]. *Vestnik IrGT U. Metallurgija i materialovedenie = Irkutsk State Technical University Bulletin. Metallurgy and Materials Science*, 2018, no. 11, pp. 209–218.
2. **Monastyrskij A.V., Vlasov Ju.** PoligonSoft dlja litejnogo proizvodstva [PoligonSoft for Foundries]. *SAPR i grafika = CAD and Graphics*, 2022, no. 5, pp. 22–28.
3. **Kovalev R.V., Danilenko D.V.** Vvedenie v modelirovanie dinamiki mehanicheskikh sistem [Introduction to Modeling the Dynamics of Mechanical Systems]. *SAPR i grafika = CAD and Graphics*, 2008, no. 4, p. 26–31.
4. *Optimizaciya lit'evyh processov s pomoshch'yu programmnogo obespecheniya* [Optimization of casting processes using software]. Access mode: <http://www.rosstip.ru> (accessed 15.10.2024).
5. **Kalinichenko M. L., Dolgij L. P., Kalinichenko V.A.** *Tehnologija skleivanija: teorija, praktika, materialy* [Bonding technology: theory, practice, materials]. Minsk, BNTU Publ., 2021, 187 p.
6. **Churkin B.S.** *Tehnologija litejnogo proizvodstva* [Foundry technology]. Ekaterinburg, Izd-vo Ural. gos. prof.-ped. un-ta Publ., 2000, 662 p.
7. **Kalinichenko M. L.** Komp'juternoje modelirovaniye tehnologicheskikh processov litejnogo proizvodstva [Computer Modeling of Foundry Processes]. *Razvitiye sovremennoj nauki: opyt, problemy, prognozy: sb. st. IX Mezhdunar. nauch.-prakt. konf. = Development of Modern Science: Experience, Problems, Forecasts: Collection of Articles from the IX International Scientific and Practical Conference*. Petrozavodsk, Novaja nauka Publ., 2025, pp. 85–101.
8. *SolidWorks. Obzor vozmozhnostej 3D modelirovaniya* [SolidWorks. Overview of 3D modeling capabilities]. Access mode: <https://www.solidworks.com/ru> (accessed 15.10.2025).
9. *Osnovnye principy SolidWorks Simulation* [Basic Principles of SolidWorks Simulation]. Access mode: <https://help.solidworks.com> (accessed 15.10.2025).
10. *ASCON. Opisanie vozmozhnostej sistemy Kompas-3D: funkci, tekhnicheskie harakteristiki i usloviya licenzirovaniya* [ASCON. Description of the capabilities of the Kompas-3D system: functions, technical characteristics, and licensing terms]. Access mode: <https://ascon.net/products/cae> (accessed 16.10.2025).



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-93-104>
УДК 621.785.4: 791

Поступила 13.10.2025
Received 13.10.2025

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ СВАРКЕ ТРУБЫ ДИАМЕТРОМ 48 ММ И ТОЛЩИНОЙ 5 ММ ИЗ СТАЛИ Р91

А. Л. МИНЬКОВ, М. Н. ФИЛИППОВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: minkov@bntu.by

Жаропрочная сталь Р91 с высоким содержанием хрома используется при изготовлении элементов котлов и паропроводов, работающих под давлением пара до 31 МПа и при температурах до 600 °C. Однако повышенная диффузионная ползучесть, обуславливающая образование в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения трещин III или IV типов, значительно снижает срок эксплуатации сварных конструкций из данной стали. Одна из причин образования трещин при эксплуатации паропроводов – наличие остаточных после сварочных растягивающих напряжений. Цель работы – определение влияния до сварочной и после сварочной термической обработки на остаточные напряжения и деформации при многопроходной сварке трубной заготовки.

Ключевые слова. Сталь Р91, сварные соединения, до сварочная и постсварочная термическая обработка, моделирование, остаточные напряжения, деформации.

Для цитирования. Миньков, А.Л. Расчет влияния термической обработки и фазовых превращений на напряжения и деформации при многопроходной сварке трубы диаметром 48 мм и толщиной 5 мм из стали Р91 / А.Л. Миньков, М.Н. Филиппов // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 93–104. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-93-104>.

CALCULATION OF THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT AND PHASE TRANSFORMATIONS ON STRESSES AND DEFORMATIONS IN MULTIPLE-PASS WELDING OF A PIPE WITH A DIAMETER OF 48 MM AND A THICKNESS OF 5 MM OF STEEL GRADE P91

A. L. MINKOV, M. N. FILIPPOV, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: minkov@bntu.by

High-temperature steel P91 with a high chromium content is used in the production of boiler and steam line elements that operate under steam pressure up to 31 MPa and at temperatures up to 600 °C. However, the increased diffusion creep, which causes the formation of type III or IV cracks in the weldment heat-affected zone (HAZ), significantly reduces the service life of welded structures made of this steel. One of the causes of crack formation in steam pipelines during operation is the presence of residual tensile stresses after welding. The purpose of the study: to determine the influence of pre- and post-weld heat treatment on residual stresses and deformations during multi-pass welding of pipe blanks.

Keywords. P91 steel, welded joints, pre-welding and post-welding heat treatment, modeling, residual stresses, deformations.

For citation. Minkov A. L., Filippov M. N. Calculation of the influence of heat treatment and phase transformations on stresses and deformations in multiple-pass welding of a pipe with a diameter of 48 mm and a thickness of 5 mm of steel grade P91. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 93–104. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-93-104>.

Сталь Р91 – жаропрочная феррито-мартенситная была разработана в США в середине 70-х годов XX в для изготовления толстостенных элементов котлов, а также для паропроводов ядерных реакторов. Ее отличительная особенность – наличие помимо основных легирующих элементов (хром – 9% и молибден – 1%) небольших добавок ванадия, ниобия и азота [1]. Химический состав стали Р91 приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав стали марки Р91 [1]

Элемент	C	Cr	Mo	Si	Mn	V	Nb	N	Fe
Mac. %	0,10	9,00	0,92	0,23	0,46	0,18	0,08	0,084	Основа

В энергетике эксплуатация трубопроводов происходит в условиях высоких температур до 650 °C и давлениях 24–30 МПа. При этих условиях основным фактором, определяющим надежную и безотказную работу трубопроводов, является качество сварных соединений, которое зависит от наличия дефектов, структурного фактора, а также остаточных напряжений. Согласно [2], при эксплуатации паропроводов разрушение с вероятностью 95 % происходит путем образования трещин III или IV типа в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения. Поэтому мониторинг упругопластических процессов в ЗТВ имеет решающее значение, поскольку ЗТВ является критической областью, где механические свойства металла значительно изменяются из-за теплового воздействия сварочной дуги, что влияет на общую прочность и надежность сварных соединений. Мониторинг упругопластических деформаций и фазовых превращений в ЗТВ позволит оптимизировать параметры сварки (сила тока, скорость сварки, количество проходов) для минимизации динамических и остаточных напряжений в ЗТВ.

ЗТВ стали Р91 [3] состоит из зоны сплавления, имеющей повышенную твердость и пониженную прочность, зоны перегрева, имеющую крупнозернистую структуру, зоны нормализации, имеющей мелкозернистую структуру. Далее идет зона неполной перекристаллизации, в структуре которой наблюдаются как крупные, так и мелкие зерна. Зона неполной перекристаллизации заканчивается участком синеломкости, который не имеет структурных изменений, но в нем происходят процессы отпуска и старения.

С целью определения чувствительности металла к образованию горячих и холодных трещин при сварке был проведен расчет углеродного эквивалента стали Р91, показателя Уилксона и параметра Ито-Бессио (табл. 2).

Таблица 2. Углеродный эквивалент стали Р91, показатель Уилксона, параметр Ито-Бессио

Оценка чувствительности изделия к образованию холодных трещин (Параметр Ито-Бессио)																			
Pcm=	0,1	+	0,23	+	0,46	+	0	+	0,2	+	9	+	0,92	+	0,18	+	0	=	0,657333
	30		20		20		60		20		20		15						
Pw=	0,65733333	+	0,64*(2	...	7) - 0,93	+	69*(8,000)	=	0,66	0,72					
			60						400000										
HCS=	0,1	(0,025	+	0,025			+	0,0092	+	0,002)	*10^3			=	0,53		
	1,38		+	9	+				0,92	+	0,18								
Углеродный эквивалент основного металла																			
Cэkv	0,1	+	0,23	0,46	+	9	+	0,92	+	0,18	+	0,2	+	0	=	1,156			
			24	6				10				15							

Из таблицы видно, что сталь Р91 не склонна к горячим трещинам. Но из-за образования мартенситной (шов) и мартенсито-ферритной структуры в зоне смешения и высокого показателя параметра Ито-Бессио сталь Р91 имеет высокую склонность к образованию холодных трещин, а соответственно требуется до сварочный предварительный подогрев.

Ранее в работе [4] было проведено моделирование TIG сварки в четыре прохода трубной заготовки диаметром 48 мм и толщиной 5 мм из стали Р91 с целью определения динамики изменения размеров температурного интервала хрупкости (ТИХ) 800–500 °C в зависимости от количества проходов. На рис. 1 показано распределение средней температуры от оси шва через ЗТВ к основному металлу. При каждом последующем проходе от первого до четвертого увеличивается зона ТИХ от 5 мм после первого прохода, 13 мм после второго и 22 мм после третьего, а после четвертого – 33 мм. ТИХ после второго прохода смешается от оси шва, но не перекрывается с зоной ТИХ после первого прохода, а находится вплотную, не пересекаясь. Зоны ТИХ после второго и третьего проходов пересекаются, тем более, чем больше проходов было выполнено.

В настоящей работе изменения температуры, упругопластических напряжений и деформаций при сварке осуществляли путем компьютерного моделирования в среде ANSYS/LS-DYNA. Моделирование позволяет рассчитать не только изменения температуры в различных точках сварного шва и ЗТВ при сварке, но и распределение остаточных напряжений и деформаций, что помогает оценить риск возникновения трещин. Для моделирования напряженно-деформированного состояния сварных конструкций наибольшее распространение получили приближенные инженерные методы расчета, основанные на знании значений функции усадки сварного шва и применении методов теории упругости. При этом для решения задач применяют метод конечных элементов (МКЭ) [4]. В данной работе использовали термопластический анализ в сочетании с МКЭ в трехмерной постановке при нагреве и охлаждении

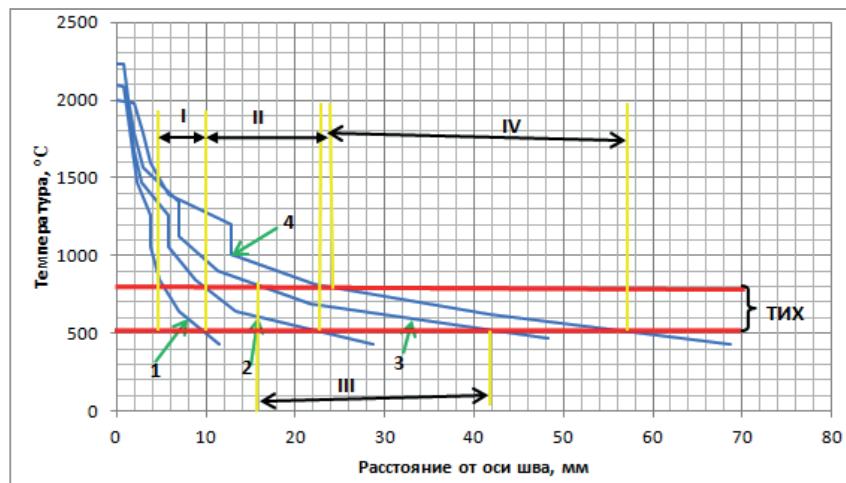


Рис. 1. Распределение средней температуры от оси шва через ЗТВ к основному металлу [4]:
1–4 – изменение температуры после соответствующего прохода;
I–IV – размеры температурного интервала хрупкости (ТИХ), соответствующие данному проходу

осесимметричной цилиндрической заготовки, что позволяет определить влияние последовательности процесса сварки на изменение динамических и остаточных напряжений и деформаций.

Таким образом, моделирование дает возможность оптимизировать параметры сварки и сократить количество дорогостоящих экспериментов, необходимых для повышения свариваемости, а также визуализировать распределения температуры и напряжений.

Цель работы – моделирование влияния до сварочной и после сварочной термической обработки при многопроходной сварке трубной заготовки диаметром 48 мм и толщиной 5 мм на динамические и остаточные напряжения и деформации.

Описание модели расчета в среде ANSYS/LS-DYNA

Моделирование проводили для аргонодуговой сварки с неплавящимся электродом погруженной дугой (TIG) при коэффициенте эффективности нагрева $\eta_{\text{и}} = 0,65$; $I_{\text{cb}} = 100 \text{ A}$; $U_{\text{cb}} = 13 \text{ В}$, $v_{\text{cb}} = 2 \text{ мм/с}$ и погонной энергии сварки $q_{\text{п}} = 4,224 \text{ кДж/см}$, количество проходов – четыре с V-образной разделкой кромок. Максимальная температура источника тепла корневого и облицовочного швов около 2500°C . Количество элементов сетки – 1 029 063 и шагом в 0,5 мм. Размеры трубы – $48,5 \times 5,08 \text{ мм}$.

Теплофизические и механические свойства стали P91, использованные при расчете, приведены на рис. 2 [5].

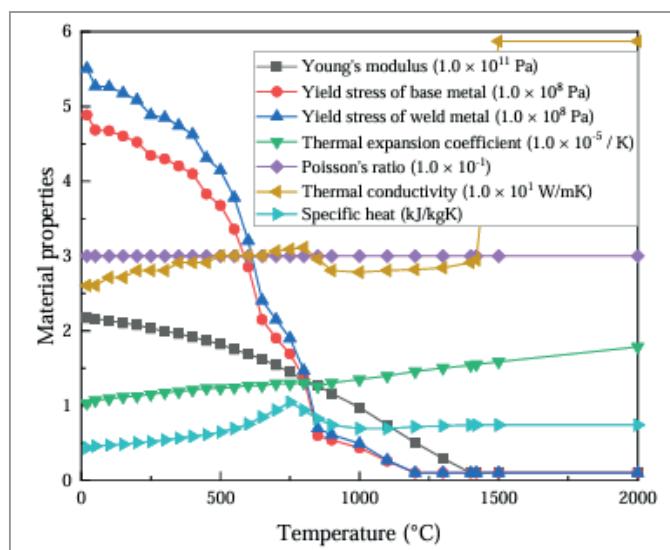


Рис. 2. Термофизические и механические свойства стали P91 [5]

Моделирование осуществляли в два этапа: на первом этапе проводили термический анализ для получения распределения тепловых полей; на втором этапе по результатам изменения температурных полей,

которые загружали как исходные данные для упругопластического анализа, производили расчет напряжений и деформаций в объеме всей конструкции.

В начале моделирования (рис. 3) создавалась конечно-элементная сетка в ANSYS с заданием траектории сварки, физических свойств металла шва и основного металла (плотность, модуль Юнга, коэффициент Пуансона, коэффициент линейного термического расширения, предел текучести, предел прочности). Далее с использованием программы LS-Prepost полученный k -файл запускали в LS-RUN и производили идентификацию групп элементов и узлов. Группы элементов и узлов позволяют указать начальную и конечную точку сварки, а также определить траекторию сварки, основной металл и металл шва. В блоке LS-DYNA задаются параметры моделирования: интенсивность источника тепла, скорость сварки, граничные условия, после этого проводится расчет.

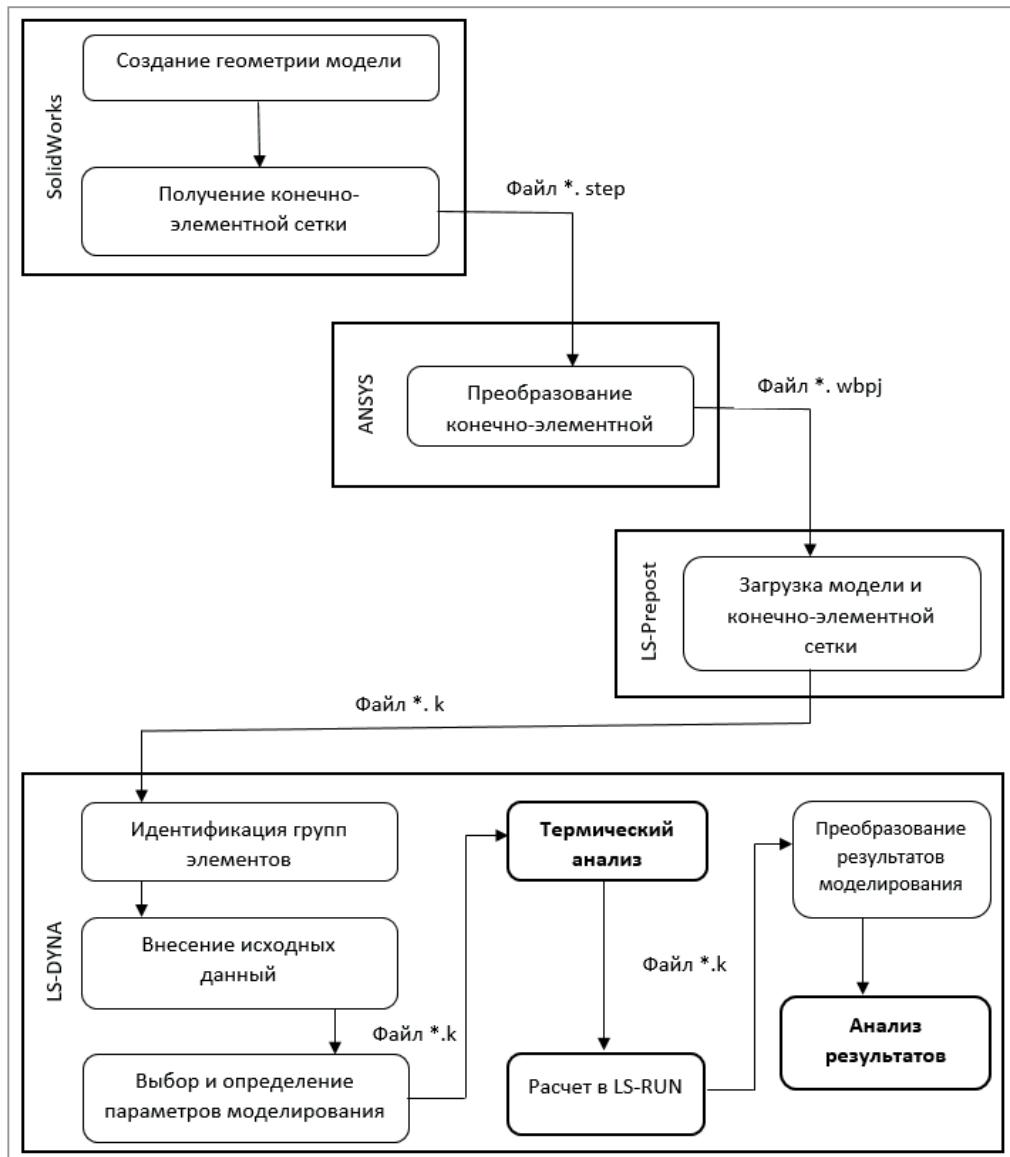


Рис. 3. Последовательность действий при моделировании термических полей и упругопластический анализ

Цель моделирования на первом этапе – определение температурного поля в процессе сварки. Дифференциальное уравнение теплопроводности в трехмерном пространстве имеет вид [6]:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \nabla^2 T + \frac{Q}{cp}, \quad (1)$$

где T – температура, $^{\circ}\text{C}$; a – температуропроводность, $\text{м}^2/\text{с}$; τ – время, с ; ∇^2 – оператор Лапласа; Q – входящий тепловой поток, $\text{Вт}/\text{м}^3$; c – теплоемкость, $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{с})$; ρ – плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Входящий тепловой поток идет на нагрев исследуемой цилиндрической заготовки и конвекционные и радиационные потери тепла на открытых поверхностях:

$$Q = Q_d - Q_k - Q_i, \quad (2)$$

где Q_d – тепловой поток от сварочной дуги, Вт; Q_k , Q_i – соответственно потери тепла за счет конвекции и излучения, Вт:

$$Q_k = a \int (T - T_\infty) dS, \quad (3)$$

где a – коэффициент конвективной теплоотдачи, Вт/(м²·°C); T_∞ – температура окружающей среды, °C; dS – площадь, м²;

$$Q_i = k \kappa \int (T^4 - T_\infty^4) dS, \quad (4)$$

где k – постоянная Стефана-Больцмана, Вт/(м²·°C⁴); κ – коэффициент теплообмена с поверхности.

В данной работе источником тепла служит трехмерная неосесимметрическая модель, в которой плотность теплового потока распределяется по закону Гаусса в виде двойного полуэллипсоида. Модель двойного полуэллипсоида состоит из двух полуэллипсоидов: один – для передней поверхности сварного бассейна, а другой – для задней поверхности. При движении сварочной дуги вдоль оси Z (рис. 4) распределение плотности мощности внутри переднего полуэллипсоида описывается уравнением:

$$Q_d = \frac{6 \cdot \sqrt{3} F \cdot Q_0}{a \cdot b \cdot c \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \exp\left(-3 \left(\frac{X^2}{a^2} + \frac{Y^2}{b^2} + \frac{(Z - Z_0 - vt)^2}{c_1^2}\right)\right), \quad (5)$$

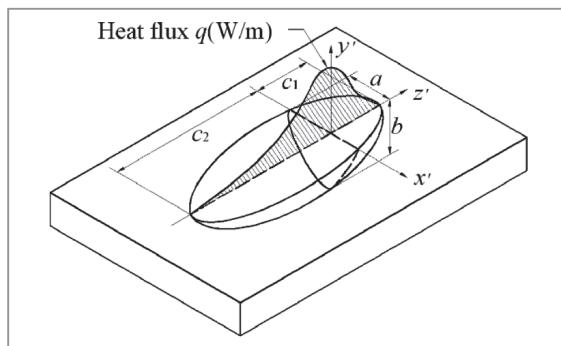


Рис. 4. Модель двойного полуэллипсоида Голдака [7]

а распределение плотности мощности внутри заднего полуэллипсоида – уравнением:

$$Q_d = \frac{6 \cdot \sqrt{3} F \cdot Q_0}{a \cdot b \cdot c \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \exp\left(-3 \left(\frac{X^2}{a^2} + \frac{Y^2}{b^2} + \frac{(Z - Z_0 - vt)^2}{c_2^2}\right)\right), \quad (6)$$

$$Q_0 = \eta I_{cb} U_{cb}, \quad (7)$$

где a , b , c – полуоси эллипсоида, м; Q_0 – тепловой поток, Вт; η – КПД сварки, I_{cb} – сила тока, А; U_{cb} – напряжение, В; v – скорость сварки, мм/с; t – время сварки, с; F – доля тепла, выделяемая в переднем или заднем полуэллипсоиде, Вт; Z – положение источника нагрева в текущий момент; Z_0 – положение источника нагрева в начале моделирования; c_1 – длина переднего полуэллипсоида; c_2 – длина заднего полуэллипсоида.

Модель в виде двойного полуэллипсоида Голдака более точно учитывает вытянутую форму реального распределения плотности мощности и обеспечивает улучшенное приближение к форме и глубине проплавления сварного шва (рис. 4).

Далее производили расчет на основе разработанной тепловой модели нагрева и охлаждения осесимметрической трубной заготовки по поверхности движущимся точечным источником нагрева методом численного решения задач термоупругости и термопластичности с целью определения возникающих температурных полей и генерированных ими упругопластических напряжений и деформаций.

Результаты моделирования

Моделирование проводили при сварке в четыре прохода трубной заготовки диаметром 48,5 мм и толщиной 5,08 мм. Скорость сварки – 2 мм/с, погонная энергия – 4,224 кДж/см. На рис. 5 показаны модель тонкостенной трубной заготовки и элемент исследования 1011 735, который находится в непосредственной близости от шва и испытывает максимальные термические и механические нагрузки при сварке.

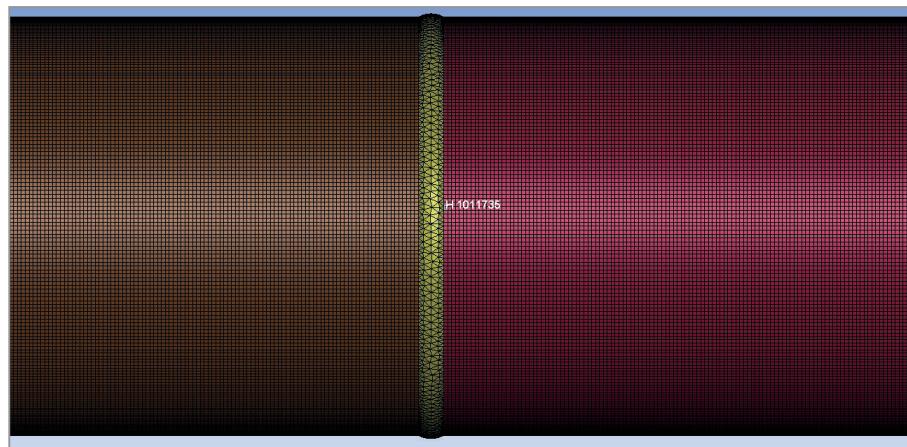


Рис. 5. Модель многопроходного тонкостенного трубопровода и элемент сетки исследования 1011735

На рис. 6 показан расчетный термический цикл при четырехпроходной сварке стали Р91. Очевидно, что температура контрольного элемента после первого прохода составляет около 1100 °С, после второго – 1750, после третьего – 2000, после четвертого – 1500 °С. Отметим, что температура вначале быстро растет, с первого до третьего цикла, а затем монотонно падает. При этом наблюдается на половине графика подъема температуры цикла сварки небольшое падение на 250 °С при втором и третьем циклах. На первом и четвертом циклах данного явления не наблюдается. Также наблюдается после четвертого прохода во временному интервале 350–375 с небольшой температурный скачок на 200–250 °С.

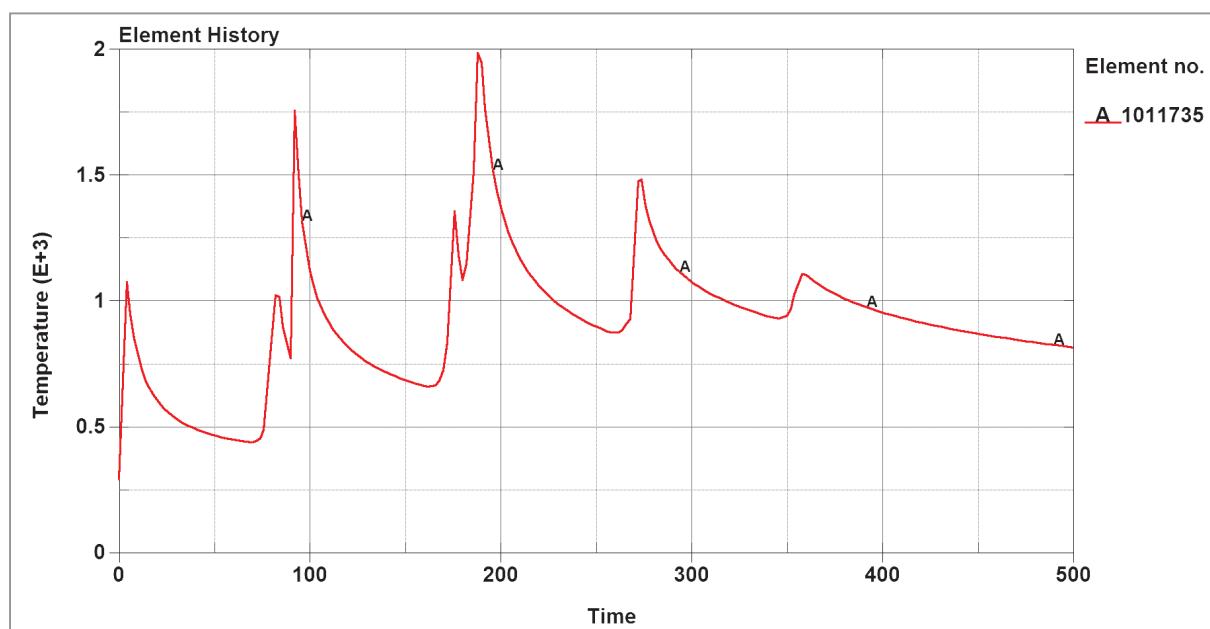


Рис. 6. Термический цикл при моделировании 4-проходной сварки стали

Влияние подогрева до сварки, фазовых превращений, а также до сварочной и постсварочной термической обработки на напряжения и деформации показаны на рис. 7–11.

Вариант 1. Сварка без подогрева

График изменения напряжений при сварке без подогрева показывает, что максимальные напряжения появляются при первом проходе и составляют 420 МПа, затем падают почти до 20 МПа в момент максимальной температуры при втором проходе. Это происходит, по-видимому, из-за того, что при температуре 1750 °С предел текучести стали стремится к нулю и напряжения релаксируют за счет пластической деформации. Это наблюдается до четвертого прохода, температура контрольного элемента при котором составляет 1500 °С, когда напряжения частично релаксируют, а далее наблюдается рост напряжений до значения 320 МПа. Значения деформаций растут со временем, проходя через пики, соответствующие максимумам температур при соответствующих проходах. Тренд деформаций нарастает до 0,51 мм и останавливается на значении 0,45 мм. Данная деформация – это результатирующая по трем координатам.

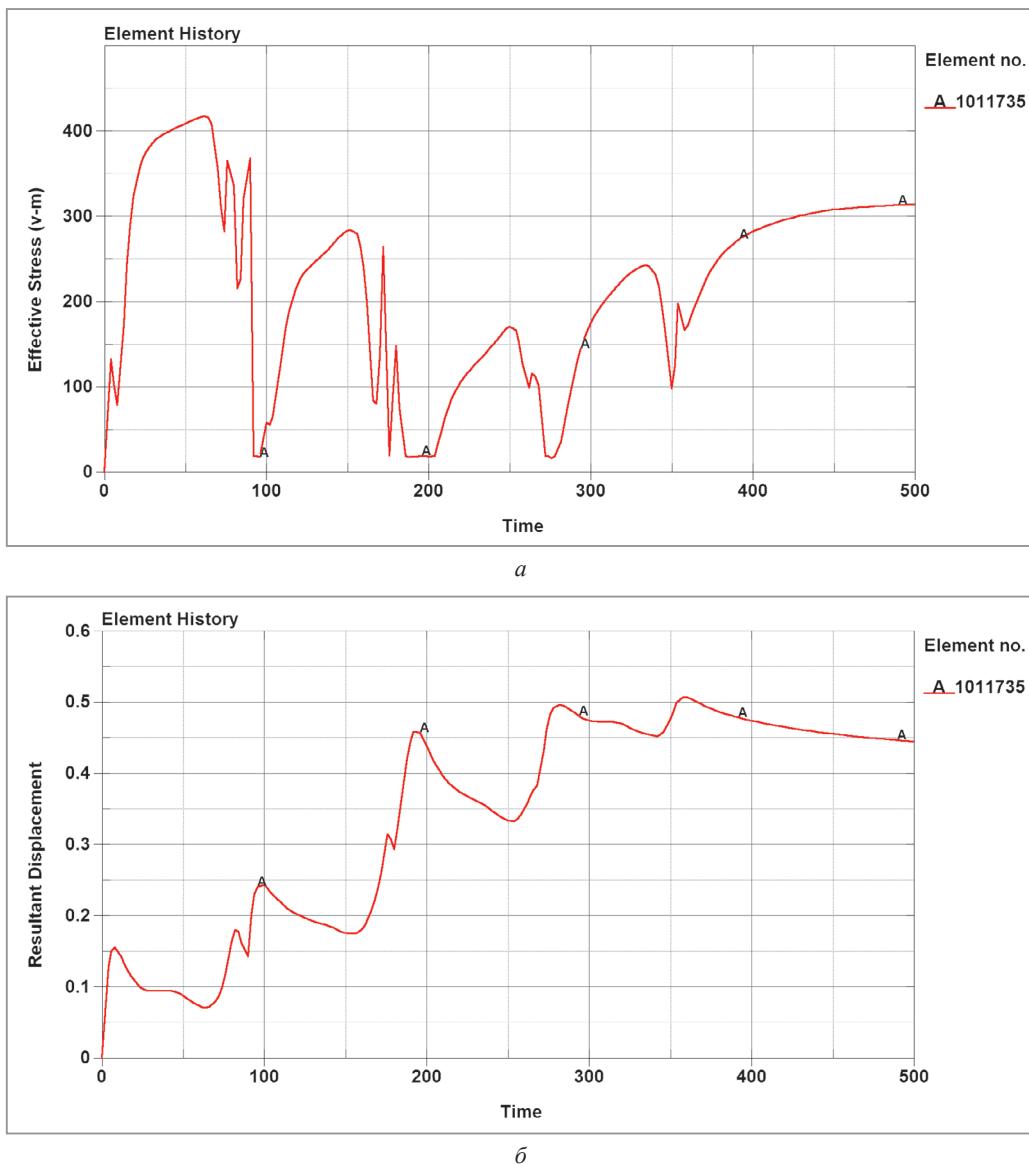


Рис. 7. Изменения напряжений по фон Мизесу (а) и деформаций (б) во времени контрольного элемента 1011735 при моделировании сварки без подогрева

Вариант 2. Сварка с подогревом при 270 °C

График изменения напряжений при сварке с подогревом показывает, что максимальные напряжения появляются при первом проходе и составляют 250 МПа, затем падают почти до 140 МПа, а потом опять возрастают до 230 МПа и снова падают до 20 МПа, затем возрастают до 190 МПа в момент максимальной температуры при втором проходе. При втором проходе появляются три цикла – увеличение напряжения и релаксация напряжений. Это происходит из-за снижения предела текучести при температуре 1750 °C до нулевых значений и напряжения снимаются в процессе второго прохода за счет пластической деформации. Данное явление происходит вплоть до конца третьего прохода, когда напряжения нивелируются почти до нулевых значений. После четвертого прохода напряжения после небольшого скачка монотонно растут и достигают значения 80 МПа. Значения деформаций растут со временем, а пики соответствуют максимумам температуры при соответствующих проходах. Тренд деформаций нарастает вплоть до 0,61 мм и останавливается на значении 0,5 мм.

Вариант 3. Сварка с подогревом 270 °C и предварительной нормализацией при 1050 °C

График изменения напряжений при сварке с подогревом 270 °C и предварительной нормализацией при 1050 °C показывает, что максимальные напряжения появляются при первом проходе и составляют 275 МПа, затем падают почти до 145 МПа, а потом опять возрастают до 230 МПа и снова падают до 20 МПа, затем возрастают до 190 МПа в момент максимальной температуры при втором проходе. При втором проходе появляются три цикла нагрузки и разгрузки. Это наблюдается вплоть до конца третьего

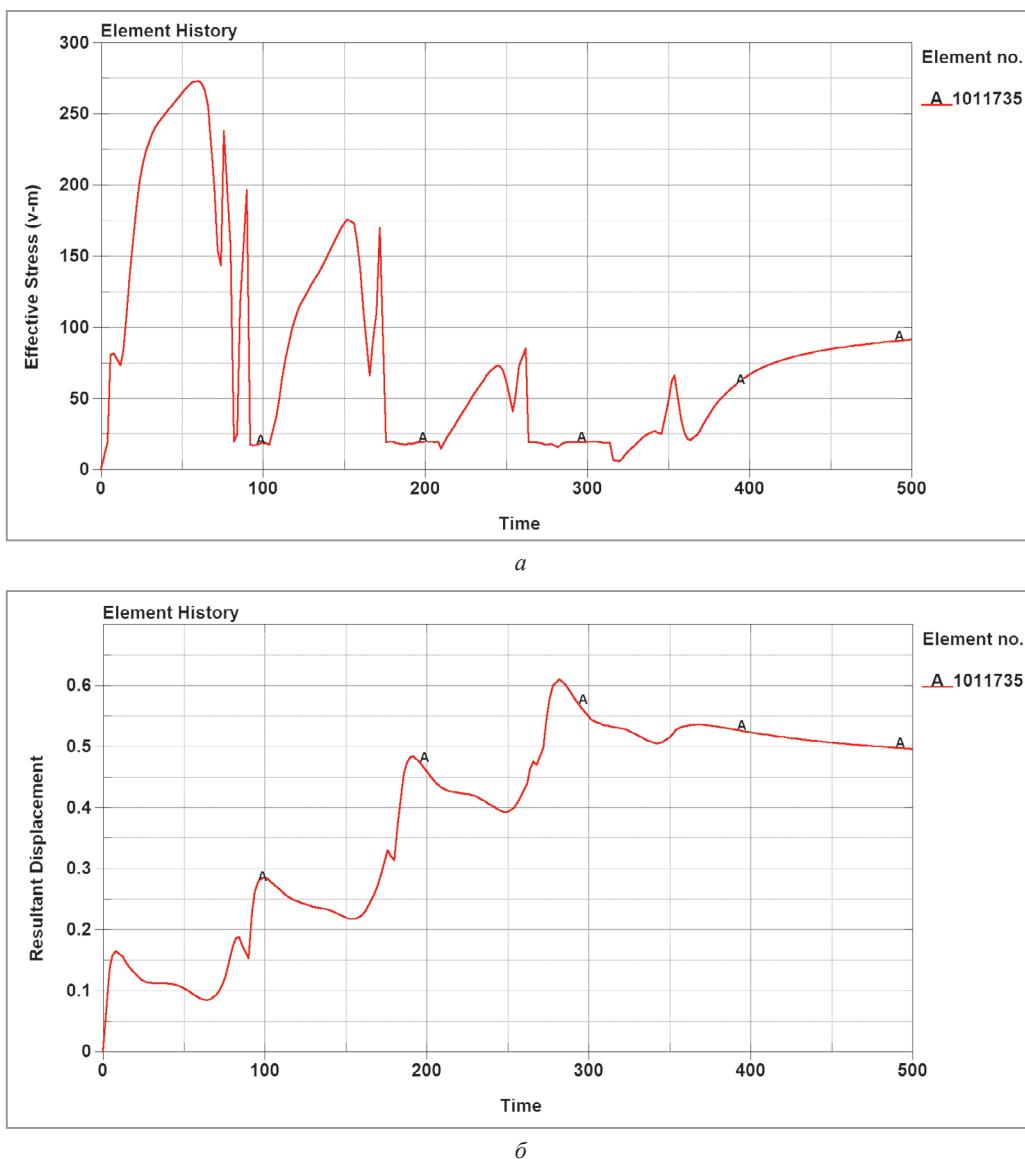


Рис. 8. Изменения напряжений по фон Мизесу (а) и деформаций (б) во времени контрольного элемента 1011735 при моделировании сварки с подогревом

прохода, когда напряжения нивелируются. После четвертого прохода напряжения монотонно растут, пройдя через небольшой пик, остаются при значении 60 МПа. Значения деформаций растут со временем, а пики соответствуют максимумам температуры при соответствующих проходах. Тренд деформаций нарастает и, пройдя через максимальное значение 0,58 мм, останавливается на значении 0,48 мм.

Вариант 4. Сварка с подогревом 270 °С, предварительной нормализацией при 1050 °С и фазовыми превращениями

График изменения напряжений при сварке с подогревом 270 °С, предварительной нормализацией при 1050 °С и фазовыми превращениями показывает, что максимальные напряжения появляются при первом проходе и составляют 275 МПа, затем падают почти до 145 МПа, а потом опять возрастают до 230 МПа и снова падают до 20 МПа, затем возрастают до 190 МПа в момент максимальной температуры при втором проходе. При втором проходе появляются три цикла нагрузки и разгрузки. Это наблюдается вплоть до конца третьего прохода, когда напряжения достигают минимальных значений 10–15 МПа. После четвертого прохода напряжения монотонно растут, пройдя через небольшой пик, и остаются при значении 60 МПа. Значения деформаций растут со временем, а пики соответствуют максимумам температуры при соответствующих проходах. Тренд деформаций нарастает и, пройдя через максимальное значение 0,58 мм, останавливается на значении 0,48 мм.

Вариант 5. Сварка с подогревом 270 °С, предварительной нормализацией при 1050 °С, фазовыми превращениями и постсварочной нормализацией при 1050 °С

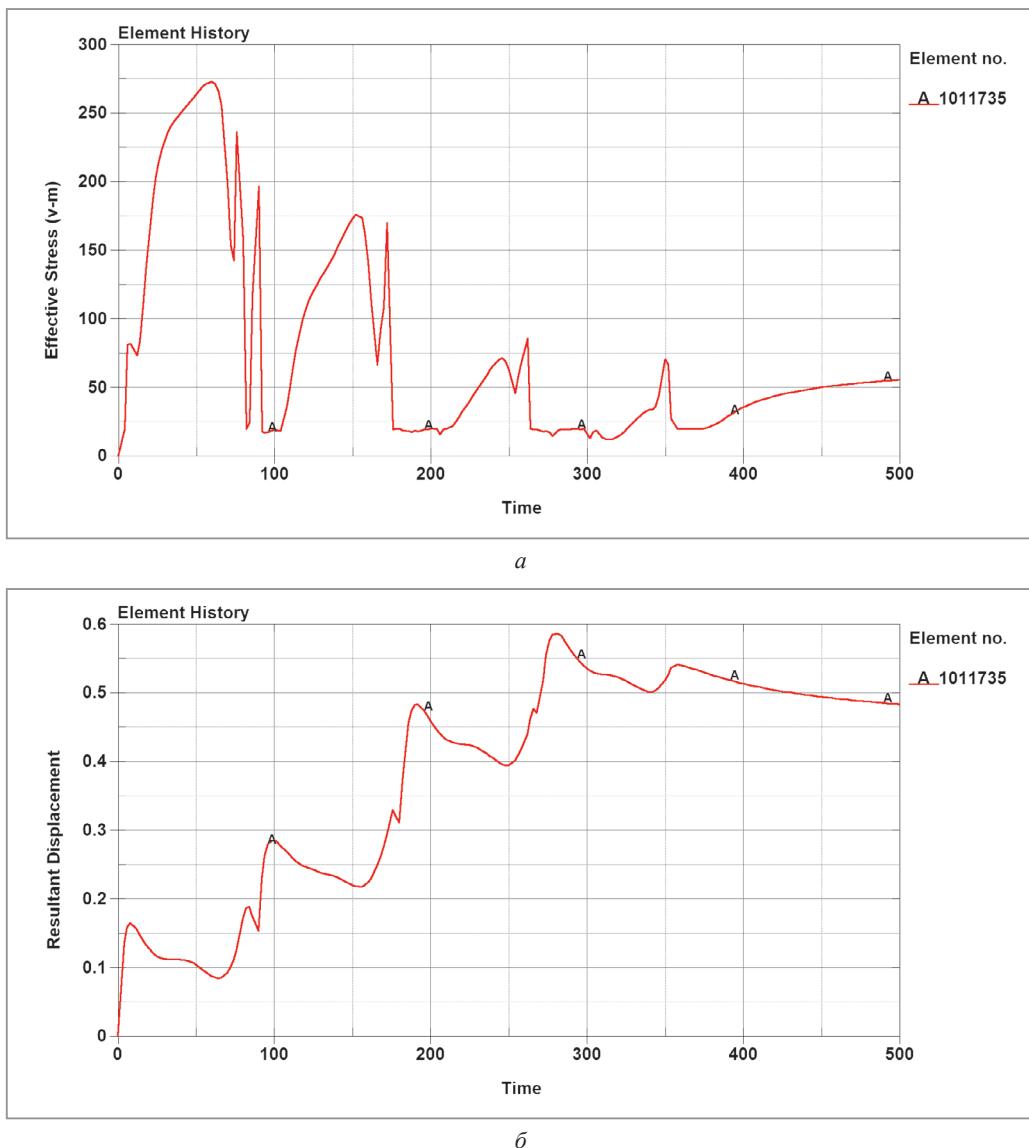


Рис. 9. Изменения напряжений по фон Мизесу (а) и деформаций (б)

во времени контрольного элемента 1011735 при моделировании сварки с подогревом и предварительной нормализацией

График изменения напряжений при сварке с подогревом 270 °С, предварительной нормализацией при 1050 °С, фазовыми превращениями и постсварочной нормализацией показывает, что напряжения проходят через пять максимумов при значении 20 МПа, затем падают почти до 3,5 МПа, а потом опять возрастают до 20 МПа и снова падают до 4 МПа, затем опять возрастают до 20 МПа в момент максимальной температуры при третьем проходе. Это наблюдается вплоть до конца четвертого прохода, далее, пройдя через минимум при значении 5 МПа и на 370 с, выходят на плато при значении 17,5 МПа. Значения деформаций, подскочив от 0 до 1,44 мм при первом проходе, остаются неизменными весь период сварки.

В табл. 3 приведены значения остаточных и максимальных напряжений и деформаций в зависимости от вида расчетного варианта. Очевидно, что вариант без подогрева имеет самые высокие максимальные (420 МПа) и остаточные (320 МПа) напряжения, однако остаточная (0,45 мм) и максимальная (0,51 мм) деформация в данном варианте минимальна по сравнению с другими. При наличии подогрева 270 °С (вариант 2) резко снижаются максимальные (275 МПа) и остаточные (80 МПа) напряжения по сравнению с вариантом 1 без подогрева.

Сварка с подогревом 270 °С и предварительной нормализацией 1050 °С (вариант 3) и сварка с подогревом 270 °С, предварительной нормализацией 1050 °С и фазовыми превращениями (вариант 4) показывает одинаковые результаты по максимальным (275 МПа) и остаточным напряжениям (60 МПа), а также по максимальной (0,58 мм) и остаточной деформации (0,48 мм).

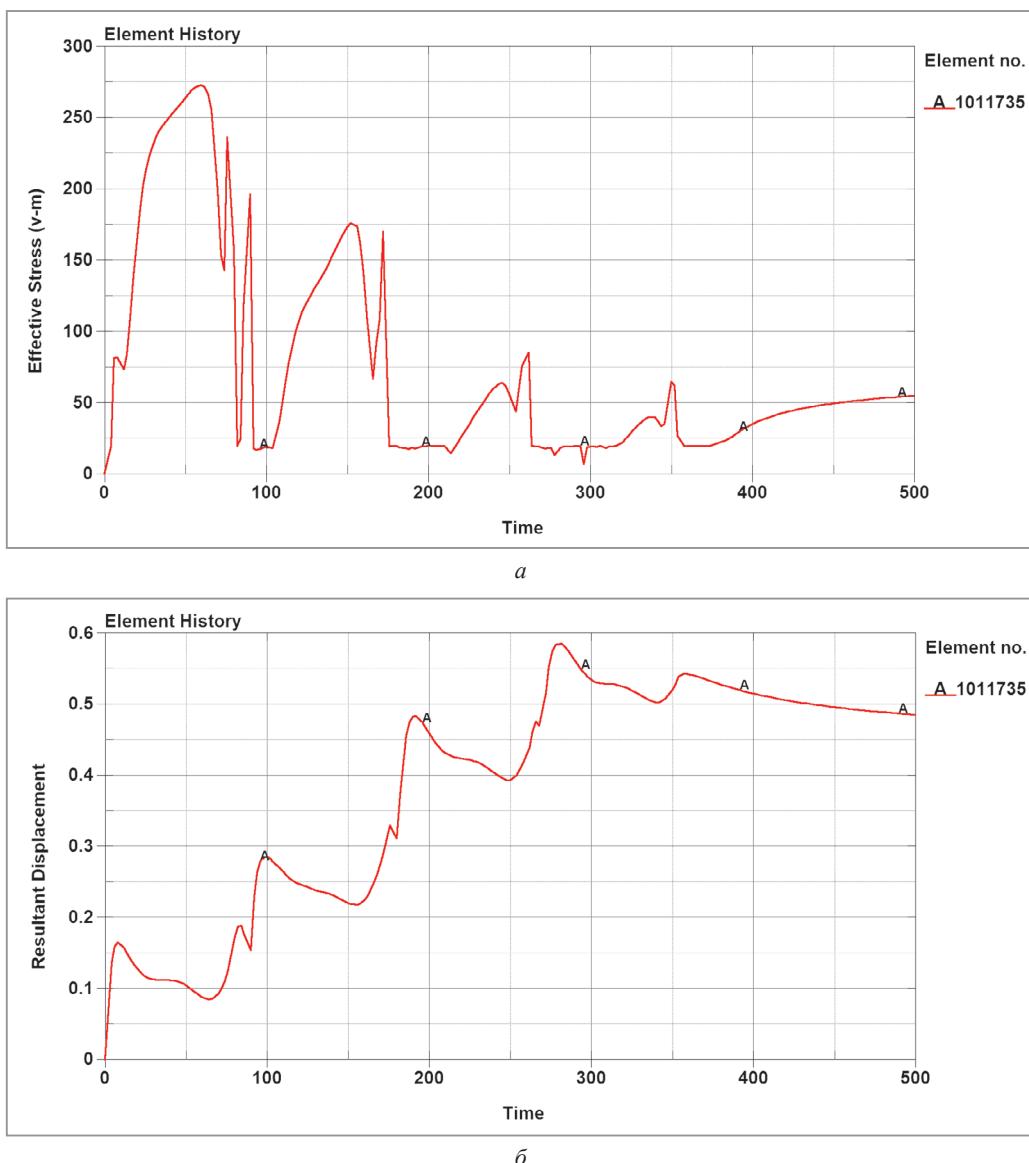


Рис. 10. Изменения напряжений по фон Мизесу (*а*) и деформаций (*б*) во времени контрольного элемента 1011735 при моделировании сварки с подогревом, предварительной нормализацией и фазовыми превращениями

Таблица 3. Значения остаточных и максимальных напряжений и деформаций в зависимости от вида расчетного варианта

Номер варианта	Наименование варианта	Остаточные напряжения, МПа	Максимальные напряжения, МПа	Остаточная деформация, мм	Максимальная деформация, мм
1	Сварка без подогрева	320	420	0,45	0,51
2	Сварка с подогревом	80	275	0,5	0,61
3	Сварка с подогревом 270 °C и предварительной нормализацией 1050 °C	60	275	0,48	0,58
4	Сварка с подогревом 270 °C, предварительной нормализацией 1050 °C и фазовыми превращениями	60	275	0,48	0,58
5	Сварка с подогревом 270 °C, предварительной нормализацией 1050 °C, фазовыми превращениями и постсварочной нормализацией 1050 °C	17,5	20	1,44	1,44

Минимальные значения остаточных (17,5 МПа) и максимальные (20 МПа) значения напряжений получены для расчетного варианта 5 (сварка с подогревом 270 °C, предварительной нормализацией 1050 °C, фазовыми превращениями и постсварочной нормализацией 1050 °C), при этом получены максимальные значения деформации (1,44 мм).

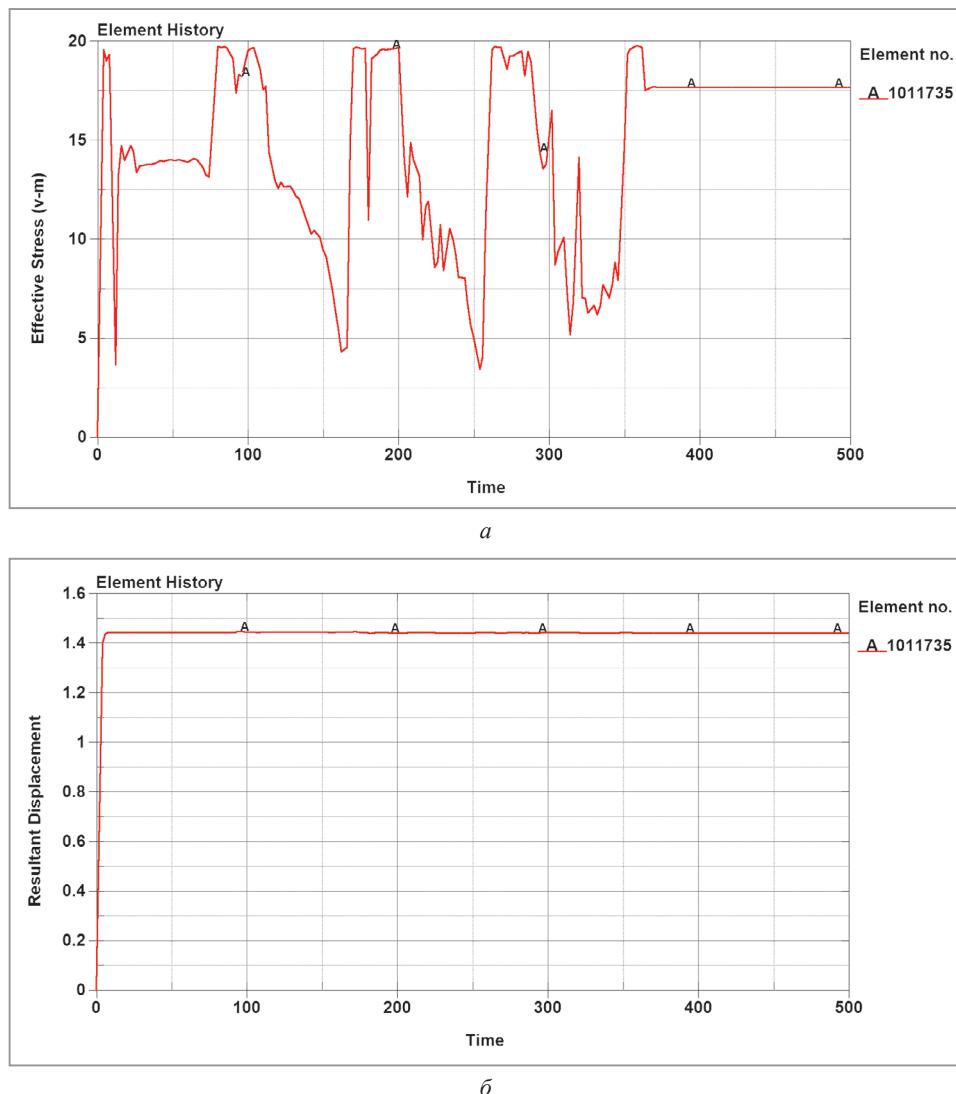


Рис. 11. Изменения напряжений по фон Мизесу (а) и деформаций (б) во времени контрольного элемента 1011735 при моделировании сварки с подогревом, предварительной нормализацией, фазовыми превращениями и постсварочной нормализацией

Выводы

Предварительный подогрев до 270 °С снижает максимальные напряжения с 420 до 275 МПа и остаточные напряжения с 320 до 80 МПа по сравнению с вариантом без подогрева.

Использование до сварочной нормализации снижает остаточные напряжения (вариант 3).

Введение в расчет дополнительной опции – фазовых превращений (вариант 4) по сравнению с вариантом 3 (сварка с подогревом 270 °С и предварительной нормализацией 1050 °С) не влияет на значения напряжений и деформаций.

Применение постсварочной нормализации (вариант 5) снижает максимальные (20 МПа) и остаточные (17,5 МПа) напряжения, однако создает максимальную деформацию 1,44 мм.

Минимальная остаточная деформация (0,45 мм) получена на варианте 1 (сварка без подогрева).

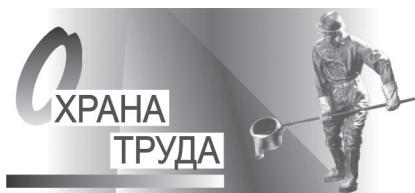
ЛИТЕРАТУРА

- Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures / C. Hurtado- Noreña, C. A. Danón, M. I. Loppo, P. Bruzzoni // International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, SAM-CONAMET. – 2013. – Р. 143–146.
- Хромченко, Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов / Ф. А. Хромченко. – М.: Машиностроение, 2002. – 352 с.
- Пантелеенко, Ф. И. Влияние режимов предварительной термической обработки на структуру и механические свойства сварных соединений из стали P91 / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Зеленин, А. Л. Миньков // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. Минск: Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, 2024. – Кн. 2. – С. 48–63.

4. **Филиппов, М. Н.** Моделирование распределения температуры при TIG сварке трубы из стали Р91 для определения размера хрупкого участка ЗТВ после каждого прохода / М. Н. Филиппов, А. Л. Миньков // Междунар. молодежная науч. конф. «XXVII Туполевские чтения (школа молодых ученых)», посвященная 80-летию Победы в Великой Отечественной войне. – 2025. – № 1. – С. 1–6.
5. **Yang, K.** Elastoplastic fracture analysis of the P91 steel welded joint under repair welding thermal shock based on XFEM / K. Yang, Y. Zhang, J. Zhao // Metals. – № 10. – Р. 1285.
6. **Кархин, В. А.** Тепловые процессы при сварке / В. А. Кархин. – 2-е изд., перераб. и доп. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 572 с.
7. **Goldak, J. A.** Computational Welding Mechanics, Springer Science+Business Media / J. A. Goldak // Inc. USA, 2005. – P. 325.

REFERENCES

1. **Hurtado- Noreña C., Danón C.A., Lippo M.I., Bruzzoni P.** Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures. *International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials*, SAM–CONAMET, 2013, pp. 143–146.
2. **Khromchenko F.A.** *Resurs svarnyh soedinenij paroprovodov* [Resource of Welded Joints of Steam Pipelines]. Moscow, Mashinostroenie Publ, 2002, 352 p.
3. **Panteleenko F.I., Zelenin V.A., Minkov A.L.** Vlijanie rezhimov predvaritel'noj termicheskoy obrabotki na strukturu i mehanicheskie svojstva svarnyh soedinenij iz stali R91 [The Influence of Preliminary Heat Treatment Regimes on the Structure and Mechanical Properties of Welded Joints Made of P91 Steel]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sb. nauch. tr. Kn. 2 = Modern Methods and Technologies for the Creation and Processing of Materials Collection of Scientific Papers. Book 2*. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, pp.48–63.
4. **Filippov M.N., Minkov A.L.** Modelirovanie raspredelenija temperatury pri TIG svarke truby iz stali R91 dlja opredelenija razmera hrupkogo uchastka ZTV posle kazhdogo prohoda [Modeling of temperature distribution during TIG welding of a pipe made of steel P91 to determine the size of the brittle zone after each pass]. *Mezhdunarodnaja molodezhnaja nauchnaja konferencija «XXVII Tupolevskie chtenija (shkola molodyh uchenyh)», posvjashchennoj 80-letiju Pobedy v Velikoj Otechestvennoj vojne = International Youth Scientific Conference “XXVII Tupolev Readings (School of Young Scientists), dedicated to the 80th anniversary of Victory in the Great Patriotic War*, 2025, no. 1, pp. 1–6.
5. **Yang, K.; Zhang, Y.; Zhao, J.** Elastoplastic fracture analysis of the P91 steel welded joint under repair welding thermal shock based on XFEM. Metals 2020, 10, 1285 p.
6. **Karhin V.A.** *Teplovye processy pri svarke* [Thermal processes in welding]. St.- Petersburg, Petersburg Polytechnic University Publ., 2015, 572 p.
7. **Goldak, J.A.** Computational Welding Mechanics, Springer Science+Business Media, Inc. USA, 2005, P. 325.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-105-110>
УДК 621.74:658.382

Поступила 17.06.2025
Received 17.06.2025

ИССЛЕДОВАНИЕ МАСШТАБОВ ЗАГРЯЗНЕНИЯ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ ВЫБРОСАМИ СТАЛЕЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ С МАССОВЫМ ХАРАКТЕРОМ ПРОИЗВОДСТВА

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, И. А. ИВАНОВ, М. А. САДОХА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@bntu.by

Приведены результаты исследования выбросов вредных веществ от источников сталелитейных цехов с массовым характером производства. Рассмотрены источники выбросов и основные вредные вещества, выбрасываемые от участков сталелитейных цехов. Определено распределение выбрасываемых вредных веществ от источников различных участков сталелитейных цехов. Установлено, что наибольшее содержание в выбрасываемых объемах приходится на пыль, оксид углерода, оксиды азота, фенол, формальдегид, превышение концентрации которых в воздушной среде отмечается в жилой зоне, находящейся в районе расположения предприятия, и особенно у корпусов сталелитейных цехов.

Ключевые слова. Литейный цех, участки цехов, источники выбросов, окружающая среда, вредные вещества, карта рассеивания, жилая зона.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Исследование масштабов загрязнения окружающей среды выбросами сталелитейных цехов с массовым характером производства / А. М. Лазаренков, И. А. Иванов, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 105–110. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-105-110>.

INVESTIGATION OF THE SCALE OF ENVIRONMENTAL POLLUTION FROM STEEL WORKSHOPS WITH MASS PRODUCTION

A. M. LAZARENKOV, I. A. IVANOV, M. A. SADOKHA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@bntu.by

The results of a study of emissions of harmful substances from sources of steel foundries with mass production are presented. The sources of emissions and the main harmful substances emitted from the sites of steel foundries are considered. The distribution of the emitted harmful substances from the sources of various sections of steel workshops has been determined. It has been established that the highest concentrations in the emitted volumes are dust, carbon monoxide, nitrogen oxides, phenol, and formaldehyde, the excess concentration of which in the air is noted in the residential area located in the area of the enterprise, and especially in the steel workshops.

Keywords. Foundry, workshop sites, emission sources, environment, harmful substances, dispersion map, residential area.

For citation. Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A. Investigation of the scale of environmental pollution from steel workshops with mass production. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 105–110. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-105-110>.

Острой проблемой в литейном производстве остается неудовлетворительное состояние воздушной среды [1–7]. Химизация литейного производства, способствуя созданию прогрессивной технологии, одновременно ставит новые задачи в оздоровлении воздушной среды.

В работе приведены результаты исследований выбросов от источников сталелитейных цехов с массовым характером производства, оценки долевого участия различных участков сталелитейных цехов в выбросах, расчеты рассеивания вредных веществ в атмосфере, оценки загрязнения воздушной среды близко расположенных жилых массивов и территории предприятий.

Исследования проводились по всем выбрасываемым вредным веществам с учетом применяемых технологических процессов, используемого оборудования и характера производства. В табл. 1 приведено распределение выбросов вредных веществ в атмосферу по участкам сталелитейных цехов с массовым характером производства.

К числу основных источников пыли в цехах массового производства относятся обрубоно-очистные отделения, которые выбрасывают в атмосферу почти четверть всей пыли при высоком коэффициенте загрузки очистного оборудования.

Таблица 1. Распределение выбросов вредных веществ в атмосферу по участкам сталелитейных цехов с массовым характером производства

Вредные вещества	Валовые выбросы вредных веществ по участкам сталелитейных цехов, %						
	шахтный	плавильно-заливочный	смесеприготавительный	стержневой	формовочный	выбивной	термообрублой
Пыль	5,1	45,1	9,8	6,7	4,9	8,8	19,6
Оксид углерода	1,2	67,2	1,1	2,3	1,4	3,4	23,4
Оксид азота	0,4	72,8	0,5	6,5	2,3	2,6	15,1
Фенол + формальдегид		4,3	2,6	89,0	1,7	2,4	

Аналогичное положение отмечается и в смесеприготавительных отделениях этих цехов (около 10%), где осуществляются подготовка формовочных материалов и приготовление смесей. Причем значительная запыленность воздуха рабочих мест вышеуказанных участков приводит к неорганизованному удалению пыли через светоаэрационные фонари.

При изготовлении отливок в песчано-глинистых формах в сталелитейных цехах массового производства на шахтных участках происходит подготовка материалов (песка и глины, шахтных материалов для плавки), при которой выбрасывается значительная масса пыли (доля печей сушки песка и глины, узлов пересыпки материалов составляет около 70% пыли шахтных участков).

Основным источником выброса оксида углерода в сталелитейных цехах являются плавильные агрегаты, на которые приходится около 68% выбросов плавильно-заливочных отделений. При этом на объемы выбросов оказывает значительное влияние не характер производства литейного цеха, а только тип используемых плавильных агрегатов. Так, применение электроплавильных печей в сталелитейном цехе массового производства может снизить долю выбрасываемого отделением оксида углерода. Значительная масса выброса оксида углерода приходится на заливочные конвейеры и охладительные кожухи, а также на выбросы через светоаэрационные фонари.

В сталелитейных цехах массового производства в термообрублых отделениях от термических печей с газовым нагревом выбрасывается около 23% оксида углерода.

Источниками выброса диоксидов азота в сталелитейных цехах являются плавильные агрегаты, заливочные конвейеры и охладительные кожухи. На долю плавильно-заливочных отделений приходится в среднем около 73% выбрасываемых в атмосферу диоксидов азота. Обращает внимание и высокий процент выброса диоксидов азота со стержневых участков (около 6% за счет используемых стержневых автоматов с газовым нагревом оснастки) и термообрублочных участков (около 15% за счет термических печей с газовым нагревом) сталелитейных цехов массового производства.

При использовании стержней, изготавливаемых на автоматах по нагреваемой оснастке и из холоднотвердеющих смесей, выбросы фенола, формальдегида, фурфурола, фурилового и метилового спирта приходятся в основном на стержневой участок (около 90%). Небольшое количество этих веществ отмечается в выбросах заливочных, выбивных и смесеприготавительных участков, что также необходимо учитывать при разработке мероприятий по снижению выбросов.

Кроме вышерассмотренных, в выбросах отдельных участков литейных цехов отмечены и другие вещества. Так, в выбросах плавильного отделения сталелитейного цеха от электродуговых печей наблюдались цианиды и их соединения, а также фтористые соединения. На участках окраски термообрублых отделений сталелитейных цехов массового производства выбрасывается в атмосферу значительное количество таких веществ, как этанол, бутанол, толуол, бутилацетат, этилцеллозольв (около 6%). Источниками указанных веществ являются окрасочные и сушильные камеры.

В табл. 2 приведено распределение выбросов сталелитейных цехов массового производства по вредным веществам.

Таблица 2. Распределение выбросов вредных веществ в атмосферу от сталелитейных цехов с массовым характером производства

Вредные вещества	Валовые выбросы, %
Пыль	16,7
Оксид углерода	71,0
Диоксид азота	3,8
Фенол, формальдегид, фурфурол, амиак, метanol	2,7
Толуол, бутанол и др.	5,8

Таким образом, от источников сталелитейных цехов в окружающую среду выбрасывается значительное количество вредных веществ. Степень их улавливания очистными установками недостаточна. Следует отметить, что в основном такие системы используются для очистки выбрасываемых газов от пыли. Применение очистных сооружений на базе рукавных фильтров для очистки отходящих газов от пыли от дуговых электроплавильных печей сталелитейного цеха массового производства значительно снижает количество выбрасываемой пыли.

Источники выбросов вредных веществ литейных цехов оказывают влияние на загрязнение окружающей среды, степень которого в основном определяется выбросами плавильно-заливочных, термообрудбных, выбивных и стержневых участков. При этом масштабы загрязнения зависят в значительной степени от используемого плавильного агрегата, технологического процесса изготовления стержней и термообработки литья, а также от характера производства литейных цехов.

Совершенствование технологических процессов, применение высокоеффективных систем газоочистки позволяют существенно уменьшить размеры промышленных выбросов в воздушный бассейн. В то же время полностью уловить пылегазообразные примеси в отходящих газах практически невозможно, и выделение в атмосферу некоторой части вредных веществ пока еще неизбежно. Для того чтобы вредное вещество в приземном слое атмосферы не превышало предельно допустимую максимальную разовую концентрацию, пылегазовые выбросы подвергаются рассеиванию в атмосфере через высотные трубы.

Распространение в атмосфере промышленных выбросов подчиняется законам турбулентной диффузии. На процесс рассеивания существенное влияние оказывают состояние атмосферы, расположение предприятий, характер местности, физические свойства выбросов, параметры источника и др.

Горизонтальное перемещение примесей определяется в основном скоростью ветра, а вертикальное – распределением температур в вертикальном направлении. По мере удаления от источника в направлении распространения промышленных выбросов концентрация вредностей в приземном слое атмосферы сначала нарастает, достигает максимума и затем медленно убывает. Источники литейных цехов относятся к источникам средней высоты ($H = 10–50$ м) или низким источникам ($H = 2–10$ м), поэтому максимальное содержание вредных веществ будет смещаться к источнику.

Основным документом, регламентирующим расчет рассеивания выбросов промышленных предприятий в атмосфере и определение приземных концентраций вредных веществ, являются Методы расчета рассеивания выбросов вредных (загрязняющих) веществ в атмосферном воздухе (утверждены Министерством природных ресурсов и экологии Российской Федерации от 06.06.2017 № 273).

Максимальное значение приземной концентрации вредного вещества C_m , $\text{мг}/\text{м}^3$, при выбросе газо-воздушной смеси из устья источника достигается при неблагоприятных метеорологических условиях на расстоянии X_m , м, от источника и определяется по формуле

$$C_m = \frac{AMFm\eta}{H^2 \sqrt[3]{V_1 \Delta T}},$$

где A – коэффициент, зависящий от температурной стратификации атмосферы; M – масса вредного вещества, выбрасываемого в атмосферу в единицу времени, $\text{г}/\text{с}$; F – безразмерный коэффициент, учитывающий скорость оседания вредных веществ в атмосферном воздухе; m , n – коэффициенты, учитывающие условия выхода газовоздушной смеси из устья источника выброса; η – безразмерный коэффициент, учитывающий влияние рельефа местности; H – высота источника выброса над уровнем земли, м; ΔT – разность между температурой выбрасываемой газовоздушной смеси T_g и температурой окружающего атмосферного воздуха T_b , $^\circ\text{C}$; V_1 – объемный расход газовоздушной смеси.

Масса вредных веществ M , выбрасываемых в атмосферу каждым источником, определяется по формулам:

$$\text{секундная } M_c = \frac{QC_{\text{ср}}}{3,6 \cdot 10^6}, \text{ г}/\text{с};$$

$$\text{годовая } M_g = \frac{3600 \cdot M_c T_{\text{год}} K_3}{10^6}, \text{ т}/\text{г},$$

где Q – объем выбрасываемой в атмосферу газовоздушной смеси, $\text{м}^3/\text{ч}$; $C_{\text{ср}}$ – концентрация вредных веществ в газовоздушной смеси, $\text{мг}/\text{м}^3$; $T_{\text{год}}$ – годовой фонд времени работы оборудования, ч; K_3 – коэффициент загрузки оборудования.

Для сталелитейных цехов, выбранных в качестве объектов для исследований, были выполнены по данным инвентаризации вентиляционных выбросов расчеты рассеивания вредных веществ вблизи

расположенных жилых районов, а также на территории предприятия по оценке чистоты воздуха, забираемого в системы приточной вентиляции. Расчеты позволили в результате работы ЭВМ получить карты рассеивания вредных веществ, на которых наглядно видна картина распределения концентраций вредных веществ на рассматриваемой площадке. При этом расчеты проводились без учета фоновых концентраций вредных веществ в районе предприятий. На рис. 1–3 приведены карты рассеивания вредных веществ (пыли, оксида углерода и группы суммации (фенол и формальдегид) на территории предприятия вблизи сталелитейных цехов массового производства, в санитарно-защитной зоне (300 м для производств стального литья более 50 тыс. т/год) и вблизи расположенных жилых районов.

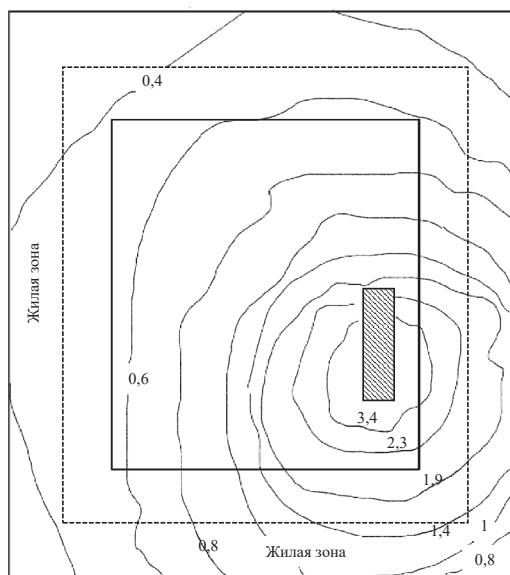


Рис. 1. Карта рассеивания пыли от источников сталелитейного цеха массового производства:

- – корпус литьевого цеха;
- – территория предприятия;
- – санитарно-защитная зона

0,4; 0,6; 0,8 и т. д. – содержание веществ волях от предельно допустимого значения

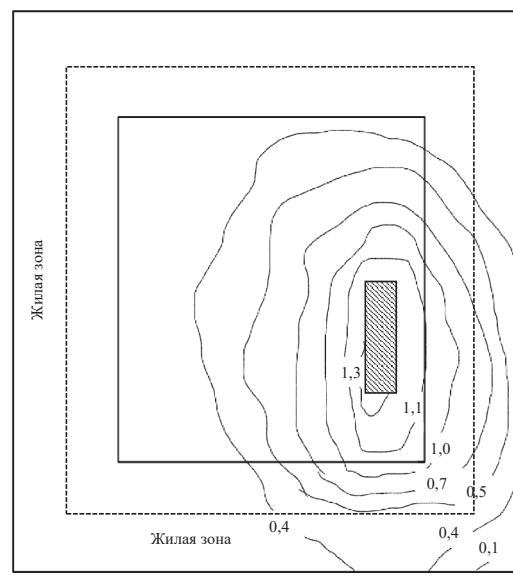


Рис. 2. Карта рассеивания веществ группы суммации (фенол, формальдегид)

от источников сталелитейного цеха массового производства:

- – корпус литьевого цеха;
- – территория предприятия;
- – санитарно-защитная зона

0,1; 0,4; 0,5 и т. д. – содержание веществ волях от предельно допустимого значения

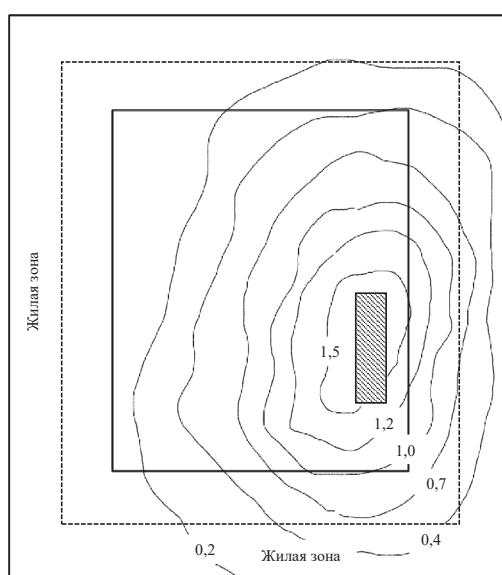


Рис. 3. Карта рассеивания оксида углерода от источников сталелитейного цеха массового производства:

- – корпус литьевого цеха;
- – территория предприятия;
- – санитарно-защитная зона

0,2; 0,4; 0,7 и т. д. – содержание веществ волях от предельно допустимого значения

Анализ полученных данных показал, что источники сталелитейных цехов загрязняют санитарно-защитную зону вредными веществами в количествах, превышающих максимальные разовые предельно допустимые концентрации (ПДК). Так, на границе санитарно-защитной зоны и территории предприятия (вблизи цеха) наблюдаются превышения ПДК по пыли до 2,3 раза, по группе суммации до 1,1 раза, по оксиду углерода до 1,2 раза. Однако на границе санитарно-защитной и селитебной (жилой) зон отмечено превышение только по пыли до 1,4 раза.

Расчеты рассеивания вредных веществ от источников литьевых цехов на территории площадки предприятия проводили исходя из положения, что содержание вредных веществ в подаваемом в помещения цехов свежем воздухе не должно превышать 0,3 ПДК для рабочих мест. Проведенные расчеты показали, что концентрации выбрасываемых вредных веществ у корпусов сталелитейных цехов превышают 0,3 ПДК. По пыли отмечаются превышения до 3,4 раза, по группе суммации – до 1,3 раза, по оксиду углерода превышения нет. Существенное отличие отмечается в концентрациях пыли, что объясняется различием в высоте источников выброса вредных веществ (в основном плавильных агрегатов). Данный факт необходимо учитывать при организации приточной вентиляции, так как свежий воздух забирается, как правило, непосредственно у корпусов цехов. Поэтому в приточной части вентиляции следует предусматривать системы очистки подаваемого воздуха от вредных веществ.

Исследование эффективности пылегазоулавливающих установок в литьевых цехах свидетельствует, что степень очистки для большинства из них составляет 56–74 % (в системах очистки от ДСП примерно 90–94 %). Низкая эффективность применяемых систем очистки объясняется их неудовлетворительным эксплуатационным состоянием (накоплением в воздуховодах пыли из-за низких скоростей движения воздуха), негерметичностью воздуховодов.

Таким образом, результаты расчетов рассеивания выбросов вредных веществ в атмосфере подтвердили вывод о их влиянии на здоровье людей, проживающих в близрасположенных районах. По данным санитарно-эпидемиологических служб, заболеваемость жителей промышленных районов выше.

На основании изучения выбросов вредных веществ в атмосферу установлено, что наибольшее их количество – это оксид углерода и пыль. Основная их масса приходится на источники плавильно-заливочных, термообрубы и выбивных участков. Главными источниками выделения пыли являются плавильные агрегаты, выбивное, смесеприготовительное и очистное оборудование; оксида углерода и диоксидов азота – плавильные агрегаты, сушильные и термические печи; фенола, формальдегида, фур-фурола и др. – оборудование стержневого участка, залитые формы.

Исходя из вышесказанного, можно сформулировать следующие рекомендации проектировщикам литьевых цехов, направленные на достижение экологического равновесия в рассматриваемой системе и уменьшение влияния выбросов вредных веществ на человека. Причем эту проблему необходимо решать только проведением комплекса мероприятий как по улучшению условий труда работающих в литьевых цехах, так и по уменьшению загрязнения окружающей среды. Основными из этих мероприятий являются:

- использование экологически более чистых технологических процессов изготовления отливок, таких как изготовление стержней и форм из холоднотвердеющих смесей, жидкостекольных смесей, по Ашланд-процессу, Бетасет-процессу, SO₂-эпокси-процессу и др.;
- применение более экологичных моделей литьевого оборудования, таких как прессовые и импульсные формовочные автоматы, установки приготовления жидкостекольных и холоднотвердеющих смесей, индукционные печи и дуговые постоянного тока и др.;
- использование для термообработки отливок печей с электронагревом вместо газового;
- применение высокоэффективных систем локализации и нейтрализации выбросов вредных веществ, предусматриваемых при разработке литьевого оборудования;
- рациональное размещение предприятий с литьевыми цехами, как правило, вне городской черты и с соблюдением размеров санитарно-защитной зоны;
- обязательное проведение экологической экспертизы проектов новых и реконструируемых литьевых цехов с использованием разработанной системы комплексной экологической оценки и рассмотрением нескольких вариантов технологических решений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А. М. Исследование источников литьевых цехов и масштабов загрязнения окружающей среды выбросами вредных веществ / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // Литье и металлургия. – 2008. – № 2. – С. 124–130.

2. **Лазаренков, А.М.** Загрязнения окружающей среды выбросами вредных веществ литейных цехов / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева, В. А. Калиниченко // Безопасность жизнедеятельности в третьем тысячелетии: материалы IV Междунар. науч.-практ. конф. – Челябинск, 2009. – Т. 2. – С. 97–106.
3. **Лазаренков, А.М.** Оценка выбросов вредных веществ от источников литейных цехов в окружающей среде / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // Литье и металлургия. – 2012. – № 3. – С. 74–75.
4. **Лазаренков, А.М.** Рассеивание выбросов вредных веществ от источников литейных цехов в окружающей среде / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева, В. В. Мельниченко // Литье и металлургия. – 2012. – № 3. – С. 76–78.
5. **Лазаренков, А.М.** Источники и масштабы загрязнения окружающей среды выбросами вредных веществ литейных цехов / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // Литейное производство и металлургия 2015, Беларусь: труды 23-й Междунар. науч.-техн. конф. – Жлобин, 2015. – С. 95–96.
6. **Лазаренков, А.М.** Исследование масштабов загрязнения окружающей среды выбросами литейного производства / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. – 2020. – № 1 – С. 129–139.
7. **Лазаренков, А. М.** О масштабах загрязнения окружающей среды выбросами литейного производства / А. М. Лазаренков // Литейное производство. – 2020. – № 7. – С. 31–34.

REFERENCES

1. **Lazarenkov A.M.** Issledovanie istochnikov litejnyh cekhov i mashtabov zagryazneniya okruzhayushchej sredy vybrosami vrednyh veshchestv [Investigation of the sources of foundries and scales of pollution of the environment with harmful emissions]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 2, pp. 124–130.
2. **Lazarenkov A.M., Khoreva S.A., Kalinichenko V.A.** Zagryazneniya okruzhayushchej sredy vybrosami vrednyh veshchestv litejnyh cekhov [Environmental pollution by emissions of harmful substances from foundries]. *Bezopasnost' zhiznedeyatel'nosti v tret'em tysyacheletii: materialy IV Mezhdunar. nauch.-prakt. konf. = Life safety in the third millennium: materials of the IV International scientific and practical conference*. Chelyabinsk, 2009, vol. 2, pp. 97–106.
3. **Lazarenkov A.M., Horeva S.A.** Ocenka vybrosov vrednyh veshchestv ot istochnikov litejnyh cekhov v okruzhayushchej srede [Assessment of harmful substances discharge in environment from sources of foundry shops]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 74–75
4. **Lazarenkov A.M., Horeva S.A.** Rasseivanie vybrosov vrednyh veshchestv ot istochnikov litejnyh cekhov v okruzhayushchej srede [Dispersion of harmful substances discharge from sources of foundry shops in environment]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 76–78.
5. **Lazarenkov A.M., Horeva S.A.** Istochniki i masshtaby zagryazneniya okruzhayushchej sredy vybrosami vrednyh veshchestv litejnyh cekhov [Sources and extent of environmental pollution by emissions of harmful substances from foundries]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2015, Belarus': trudy 23-j Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. = Foundry production and metallurgy 2015, Belarus: proceedings of the 23rd Int. scientific and technical. conf.* Zhlobin, 2015, pp. 95–96.
6. **Lazarenkov A.M.** Issledovanie mashtabov zagryazneniya okruzhayushchej sredy vybrosami litejnogo proizvodstva [Research on the extent of environmental pollution by foundry emissions]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 29–139.
7. **Lazarenkov A.M.** O mashtabah zagryazneniya okruzhayushchej sredy vybrosami litejnogo proizvodstva [On the scale of environmental pollution by emissions from foundry production]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2020, no. 7, pp. 31–34.

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи могут направляться на рецензирование.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *MathType*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру *«Symbol»* прямым начертанием, латинские буквы набирать курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть представлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °С», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi..

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов

соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 pt). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 pt с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обреза). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.

**Сердечно поздравляем с 95-летием
редакцию и редколлегию журнала**

«Литейное производство»!

Желаем творческих успехов и интересных материалов.

С юбилеем Вас, дорогие коллеги!

**Коллектив журнала
«Литье и металлургия»**

