

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Металлургия

16+

№ 7 (314)

2026

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук
И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

- Брискин Е. С.** – д-р физ.-мат. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Буренин А. А. – чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, профессор, Хабаровский Федеральный исследовательский центр, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре
Витязь П. А. – академик Национальной академии наук Беларуси (НАНБ), Институт порошковой металлургии, г. Минск, Республика Беларусь
Голованчиков А. Б. – д-р техн. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Заякин О. В. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор, Институт металлургии им. Н. А. Ватолина УрО РАН, г. Екатеринбург
Злотин С. Г. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор, Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН, г. Москва
Иванов В. К. – академик РАН, д-р хим. наук, профессор, Институт общей и неорганической химии им. Н. С. Курнакова РАН, г. Москва
Ингеманссон А. Р. – д-р техн. наук, АО «ФНПЦ «Титан-Баррикады», г. Волгоград
Калита В. И. – д-р техн. наук, профессор, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва
Коберник Н. В. – д-р техн. наук, профессор, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, г. Москва
Колмаков А. Г. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва
Королев А. В. – д-р техн. наук, профессор, Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина, г. Саратов
Красиков А. В. – д-р техн. наук, АО «Волжский трубный завод», г. Волжский Волгоградская обл.
Кудряков О. В. – д-р техн. наук, профессор, Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону
Кузьмин С. В. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград
Кураев А. А. – д-р физ.-мат. наук, профессор, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, г. Минск, Республика Беларусь
Левашов Е. А. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор НИТУ «МИСиС», г. Москва
Лысак В. И. – академик РАН, д-р техн. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Макаров А. В. – академик РАН, Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург
Максимов А. Л. – академик РАН, Институт нефтехимического синтеза им. А. В. Топчиева РАН, г. Москва
Малолетов А. В. – д-р физ.-мат. наук, профессор, Университет Иннополис, г. Иннополис, Республика Татарстан
Навроцкий А. В. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Пай В. В. – д-р физ.-мат. наук, профессор, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск
Первухин Л. Б. – д-р техн. наук, ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, Московская обл.
Пустовойт В. Н. – д-р техн. наук, профессор, Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону
Пышминцев И. Ю. – д-р техн. наук, доцент, Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск
Русинов В. Л. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор УрФУ, г. Екатеринбург
Трифонов А. А. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор, Институт элементоорганических соединений им. А. Н. Несмеянова РАН, г. Москва
Шолохов М. А. – д-р техн. наук, профессор, Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург
Шурыгин В. А. – академик РАН, д-р техн. наук, генеральный конструктор АО «ФНПЦ «Титан-Баррикады», г. Волгоград

Серия
«МЕТАЛЛУРГИЯ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Кидалов Н. А.,
д.т.н., проф.

Лысак В. И., академик РАН, д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.

Буренин А. А., чл.-корр. РАН,
д.ф.-м.н. (Институт машиноведения
и металлургии ДВО РАН)

Пустовойт В. Н., д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.
(Донской ГТУ)

Батаев В. А., д.т.н., проф.
(Новосибирский государственный
технический университет)

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Захаров И. Н., д.т.н., доц.

Шморгун В. Г., д.т.н., проф.

Калита В. И., д.т.н., с.н.с.
(ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН)

Габельченко Н. И., к.т.н., доц.
(ответственный секретарь)

Тел.: 8 (8442) 24-80-91

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала
по объединенному каталогу
«Пресса России» – 80811
[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Тел. Издательства ВолгГТУ:
8 (8442) 24-84-05
8 (8442) 24-84-08
zavrio@vstu.ru

Научный журнал
Издается с января 2004 г.
Выходит двенадцать раз в год

№ 7 (314)
Июль
2026

УЧРЕДИТЕЛЬ

ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: ianovakov@vstu.ru

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

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

**Авторское право на журнал в целом принадлежит Учредителю,
на отдельные статьи – сохраняется за автором**

*Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного технического
университета» категорически запрещена без оформления договора
в соответствии с действующим законодательством РФ*

*При перепечатке материалов ссылка на журнал «Известия Волгоградского
государственного технического университета» обязательна*

Editor-in-Chief of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Dr. Sci. (Chemistry), VSTU

Editorial board:

Briskin E. S. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., VSTU, Volgograd

Burinin A. A. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Phys.-Math), Institute of Machine Science and Metallurgy, Far Eastern Branch of the RAS, Komsomolsk-on-Amur

Vityaz P. A. – Academician of the NAS of Belarus, State Scientific Institution "Powder Metallurgy Institute", Minsk, Republic of Belarus

Golovanchikov A. B. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., VSTU, Volgograd

Zayakin O. V. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Institute of Metallurgy, Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg

Zlotin S. G. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), N. D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry of the RAS, Moscow

Ivanov V. K. – Academician of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), N. S. Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry of the RAS, Moscow

Ingemansson A. R. – Dr. Sci. (Engineering), JSC "FSC "Titan-Barrikady", Volgograd

Kalita V. I. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS, Moscow

Kobernik N. V. – Dr. Sci. (Engineering), Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Kolmakov A. G. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS, Moscow

Korolev A. V. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., Saratov State Technical University Ju. A. Gagarin, Saratov

Krasikov A. V. – Dr. Sci. (Engineering), Volzhsky Pipe Plant JSC, Volzhsky, Volgograd Region

Kudryakov O. V. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., Don State Technical University, Rostov-on-Don

Kuzmin S. V. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Prof., VSTU, Volgograd

Kuraev A. A. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Republic of Belarus

Levashov E. A. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Prof., NUST MISiS, Moscow

Lysak V. I. – Academician of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Prof., VSTU, Volgograd

Makarov A. V. – Academician of the RAS, M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg

Maksimov A. L. – Academician of the RAS, A. V. Topchiev Institute of Petrochemical Synthesis of the RAS, Moscow

Maloletov A. V. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., Innopolis University, Innopolis, Republic of Tatarstan

Navrotsky A. V. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), Prof., VSTU, Volgograd

Pai V. V. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., Lavrentiev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, Novosibirsk

Pervukhin L. B. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., "Bitrub International" LLC, Krasnoarmeysk, Moscow Region

Pustovoit V. N. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., Don State Technical University, Rostov-on-Don

Pyshmintsev I. Yu. – Dr. Sci. (Engineering), Ass. Prof., Russian Scientific Research Institute of the Tube and Pipe Industries, Chelyabinsk

Rusinov V. L. – Corresponding Member of the RAS, Ph. Dr. Sci. (Chemistry), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Trifonov A. A. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), Prof., A. N. Nesmeyanov Institute of Organoelement Compounds of the RAS, Moscow

Sholokhov M. A. – Dr. Sci. (Engineering), Prof. M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg

Shurygin V. A. – Academician of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), JSC "FSC "Titan-Barrikady", Volgograd

SERIES
«METALLURGY»

IZVESTIA 

VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

The Journal is included to the list of peer-reviewed scientific journals and publications of the Higher Attestation Commission (HAC) of the RF for publishing of results of candidates for scientific degrees.

Editorial board:

Chairman

Kidalov N. A.,

D. Sc. (Engineering), Prof.

Lysak V. I., Academician of RAS,

Honored Scientist of the Russian

Federation, D. Sc. (Engineering), Prof.

Burenin A. A., Corresponding Member

of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathe-

matical Sciences), (Institute of

Machinery and Metallurgy of the FEB

RAS, Komsomolsk-on-Amur)

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering),

Honored Scientist of the Russian

Federation, Prof., (Don State

Technical University, Rostov-on-Don)

Bataev V. A., D. Sc. (Engineering)

Prof. (Novosibirsk State Technical

University)

Bagmutov V. P., D. Sc. (Engineering), Prof.

Zyuban N. A., D. Sc. (Engineering), Prof.

Zakharov I. N., D. Sc. (Engineering),

Associate Prof.

Shmorgun V. G., D. Sc. (Engineering),

Prof.

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering),

Prof. Chief research worker

(RAS Institute of Metallurgy

and Material Science named after

A. A. Baykov)

Gabelchenko N. I., Cand. Sc.

(Engineering), Associate Prof.

(executive secretary)

Tel.: 8 (8442) 24-80-91

International index of the journal

ISSN 1990-5297.

The journal is distributed

by subscription.

Index of the magazine according

to the united catalog

«Press of Russia» – 80811.

[https://www.pressa-](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

[rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Tel. Of VSTU editorial office:

8 (8442) 24-84-05

8 (8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 7 (314)
July
2026

FOUNDER

FSBEI of Higher Education

“Volgograd State Technical University”

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

Tel.: Head Editor – (+7 8442) 24-80-00

E-mail: ianovakov@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication, IT and Mass Communications (Roscomnadzor)

Registration certificate ПИ № ФС77–61113 of March 19, 2015

Is printed according to the decision of editorial-review board of

Volgograd State Technical University

***The copyright for the journal in general belongs to the Founder,
for separate articles – to authors.***

*Reprint from the journal “Izvestia VSTU” is strongly forbidden without conclusion of
an agreement in accordance with the legislation of the RF*

When reprinting the materials, the citation to the journal “Izvestia VSTU” is obligatory

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агеева Е. В. 22, 28
Андреева А. Е. 22, 28
Андриянов И. В. 82
Артамонова М. К. 7
Белов А. А. 106
Бондарева О. П. 64, 69
Боровлев А. И. 28
Габельченко Н. И. 44, 74, 100
Гейко И. В. 49
Гейко М. А. 49
Гребнев Д. Ю. 44, 74, 100
Гребнев Ю. В. 44, 74, 100
Деев В. Б. 12
Дубинин С. В. 49
Жаркова В. Ф. 74, 100
Илизаров Д. Л. 92
Казанцев Д. В. 44
Карпенко Н. Н. 22
Карпова Е. Ю. 44
Карпова Н. В. 44
Кидалов Н. А. 74, 106
Кокоева Н. Б. 92
Коняев Д. А. 82
Коровин В. А. 49
Кошелев О. С. 36
Крохалев А. В. 7
Кузьмин С. В. 7
Леушин И. О. 36, 49, 56
Лысак В. И. 7
Любомиров Д. А. 36
Манцеров С. А. 36, 56
Мартюшев Н. В. 92
Мирошкин Н. Ю. 106
Плохов С. В. 49
Подосян А. А. 86
Подосян Г. А. 86
Поляк С. Р. 106
Прусов Е. С. 12
Рева Д. В. 12
Саубанов М. Н. 56
Седов Д. Э. 64, 69
Седов Э. В. 64, 69
Сенцов К. И. 106
Творогов М. А. 82
Точилкин В. В. 86
Харисов А. Р. 86
Харламов В. О. 7, 100
Хатамтаев М. З. 56
Цурихин С. Н. 82
Черников Д. Р. 7
Ячиков И. М. 86

Часть I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Черников Д. Р., Артамонова М. К., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Получение твердых сплавов WC-Ti взрывным прессованием без спекания...	7
<i>Рева Д. В., Прусов Е. С., Деев В. Б.</i> Формирование структуры и фазового состава литых псевдоэвтектических алюмоматричных композиционных материалов с гибридным армированием.....	12
<i>Агеева Е. В., Карпенко Н. Н., Андреева А. Е.</i> Исследование микротвердости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных титановых порошков.....	22
<i>Андреева А. Е., Боровлев А. И., Агеева Е. В.</i> Исследование трибологических характеристик и износостойкости вольфрамсодержащего покрытия на стальной подложке.....	28

Часть II. ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

<i>Любомиров Д. А., Леушин И. О., Кошелев О. С., Манцеров С. А.</i> Физико-химические аспекты разрушения аддитивных литейных стержней, полученных по технологии Binder Jetting.....	36
<i>Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Гребнев Д. Ю., Карпова Н. В., Казанцев Д. В.</i> Разработка технологического материала для изоляции жидкого металла в процессе плавки и разливки железоуглеродистых сплавов.....	44
<i>Дубинин С. В., Коровин В. А., Леушин И. О., Гейко М. А., Плохов С. В., Гейко И. В.</i> Совершенствование технологии плавки стали 12х18н12м3тл с целью снижения газовой пористости в отливках для корпусных деталей...	49
<i>Леушин И. О., Манцеров С. А., Саубанов М. Н., Хатамтаев М. З.</i> Выбор формовочных материалов для производства крупных титановых отливок.....	56
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Седов Д. Э.</i> Исследование структуры и свойств основного металла, сварного соединения и околошовной зоны стали 05х18г10н5м3ф.....	64
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Седов Д. Э.</i> Исследование кинетики старения металла околошовной зоны стали типа 08х18г8н2т.....	69
<i>Кидалов Н. А., Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Гребнев Д. Ю., Жаркова В. Ф.</i> Повышение качества металла отливок модифицированием расплава чугуна мелкодисперсными промышленными отходами.....	74

Часть III. ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

<i>Цурихин С. Н., Творогов М. А., Коняев Д. А., Андриянов И. В.</i> Изучение влияния литниково-питающих систем на литейные свойства алюминиевого сплава при получении пористого композиционного материала.....	82
<i>Подосян Г. А., Харисов А. Р., Подосян А. А., Ячиков И. М., Точилкин В. В.</i> Влияние схемы сопряжений узкой и широкой стенок слябового кристаллизатора МНЛЗ на их износ при идентичных условиях работы.....	86
<i>Илизаров Д. Л., Кокоева Н. Б., Мартюшев Н. В.</i> Технологические параметры селективного извлечения железа из никелевых электролитов без осадительных операций.....	92
<i>Гребнев Д. Ю., Жаркова В. Ф., Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Харламов В. О.</i> Совершенствование технологического процесса производства биметаллических и армированных отливок.....	100
<i>Кидалов Н. А., Мирошкин Н. Ю., Белов А. А., Поляк С. Р., Сенцов К. И.</i> Исследование влияния ультразвуковой обработки на формирования медного покрытия по поверхностям открытых пор графитовой заготовки в процессе химической металлизации.....	106

CONTENTS

Part I. METALLURGICAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT
OF COMPOSITE MATERIALS

Krokhalev A. V., V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov, M. K. Artamonova, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

Production of wc-ti hard alloys by explosive pressing without sintering..... 7

Reva D. V., Prusov E. S., Deev V. B.

Formation of the structure and phase composition of cast pseudoeutectic aluminum-matrix composite materials with hybrid reinforcement..... 12

Ageeva E. V., Karpenko N. N., Andreeva A. E.

Investigation of microhardness of samples obtained by selective fusion of electroerosive titanium powders..... 22

Andreeva A. E., Borovlev A. I., Ageeva E. V.

Investigation of tribological characteristics and the wear resistance of the tungsten-containing coating on a steel substrate..... 28

Part II. FOUNDRY AND METALLURGICAL PROCESSES

Liubomirov D. A., Leushin I. O., Koshelev O. S., Manzerov S. A.

Physicochemical aspects of destruction of additive casting cores produced by Binder Jetting technology..... 36

Grebnev Yu. V., Gabelchenko N. I., Karpova E. Yu., Grebnev D. Yu., Karpova N. V., Kazantsev D. V.

Development of a technological material for insulation of liquid metal during the process of melting and pouring iron-carbon alloys..... 44

Dubin S. V., Korovin V. A., Leushin I. O., Geyko M. A., Plokhov S. V., Geyko I. V.

Improving the steel melting technology for 12kh18n12m3tl steel to reduce gas porosity in castings for housing parts..... 49

Leushin I. O., Mantserov S. A., Saubanov M. N., Khatamtaev M. Z.

Selection of molding materials for the production of large titanium castings..... 56

Bondareva O. P., Sedov E. V., Sedov D. E.

Investigation of the structure and properties of the base metal, welding connection, and seam zone of 05cr18mn10ni5mo3v steel..... 64

Bondareva O. P., Sedov E. V., Sedov D. E.

Study of the metal aging kinetics of the seam zone of 08cr18mn8ni2r steel..... 69

Kidalov N. A., Grebnev Yu. V., Gabelchenko N. I., Grebnev D. Yu., Zharkova V. F.

Improving casting metal quality by modifying melt iron with fine industrial waste..... 74

Part III. FOUNDRY AND METALLURGICAL EQUIPMENT

Tsurikhin S. N., Tvorogov M. A., Konyayev D. A., Andriyanov I. V.

Study of the effect of gate-feeding systems on the casting properties of aluminum alloy in the production of porous composite material..... 82

Podosyan G. A., Kharisov A. R., Podosyan A. A., Yachikov I. M., Tochilkin V. V.

The effect of the coupling scheme of the narrow and wide walls of the ccm slab mold on their wear under identical operating conditions..... 86

Ilizarov D. L., Kokoeva N. B., Martyushev N. V.

Technological parameters of selective extraction of iron from nickel electrolytes without precipitation operations..... 92

Grebnev D. Yu., Zharkova V. F., Grebnev Yu. V., Gabelchenko N. I., Kharlamov V. O.

Improvement of the technological process for producing bimetallic and reinforced castings..... 100

Kidalov N. A., Miroshkin N. Yu., Belov A. A., Polyak S. R., Sentsov K. I.

Research on the effect of ultrasonic treatment on the formation of a copper coating on the open pores of a graphite blank during the chemical metallisation process..... 106

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.018.25.017
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-7-11

Научная статья
Original article

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников
М. К. Артамонова, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак*

ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ WC - Ti ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ БЕЗ СПЕКАНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Александр Васильевич Крохалев, kroch58@yandex.ru

Аннотация. В работе представлены результаты исследований твердости, тонкой структуры и химического состава фаз твердого сплава системы WC - Ti, содержащего 22 мас. % титановой связки в состоянии после взрывного прессования порошковой смеси карбида вольфрама и титана. Температура разогрева смеси в процессе ударно-волнового нагружения составляла 950 °С, а давление достигало 10 ГПа, что обеспечило уплотнение порошка до практически беспористого состояния и формирование прочных межфазных поверхностей (сварку структурных компонентов материала) без последующего спекания. При этом фазовый состав материала и размер частиц его карбидной фазы остались без изменений.

Ключевые слова: карбид вольфрама, титан, взрывное прессование, консолидация порошковых смесей

Финансирование: исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZUS-2026-0003 на основании Соглашения № 075-03-2026-526 от 16.01.2026).

Для цитирования: Крохалев А. В., Харламов В. О., Черников Д. Р., Артамонова М. К., Кузьмин С. В., Лысак В. И. Получение твердых сплавов WC - Ti взрывным прессованием без спекания. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 7–11. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-7-11.

Информация об авторах:

Александр Васильевич Крохалев – д-р техн. наук, декан факультета технологии конструкционных материалов ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0001-7677-0288>

e-mail: kroch58@yandex.ru

Валентин Олегович Харламов – канд. техн. наук, доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», вед. инженер Центра коллективного пользования «Физико-химические методы исследования» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-5039-4592>

e-mail: harlamov_vo@mail.ru

Дмитрий Романович Черников – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-2388-020X>

e-mail: chernikovdr@yandex.ru

Мария Константиновна Артамонова – студент группы ТМ-1н ВолгГТУ

e-mail: masha.artamonova.03@mail.ru

Сергей Викторович Кузьмин – д-р техн. наук, чл.-корр. РАН, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», первый проректор ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-2802-8497>

e-mail: weld@vstu.ru

Владимир Ильич Лысак – д-р техн. наук, академик РАН, профессор, зав. кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства», науч. руководитель ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3066-058X>

e-mail: lysak@vstu.ru

Вклад авторов:

- А. В. Крохалев** – анализ экспериментальных данных, написание текста статьи.
В. О. Харламов – проведение исследований методами электронной микроскопии.
Д. Р. Черников – проведение экспериментов по взрывному прессованию порошковых смесей.
М. К. Артамонова – подготовка образцов, оформление материалов.
С. В. Кузьмин – расчеты параметров взрывного прессования, участие в обсуждении результатов.
В. И. Лысак – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

*A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov
 M. K. Artamonova, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

**PRODUCTION OF WC - TI HARD ALLOYS BY EXPLOSIVE
 PRESSING WITHOUT SINTERING**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Aleksander V. Krokhalev, kroch58@yandex.ru

Abstract. This paper presents the results of a study of the hardness, fine structure, and chemical composition of the phases of a WC - Ti hard alloy containing 22 wt. % titanium binder after explosive pressing of a tungsten carbide-titanium powder mixture. The mixture was heated to a temperature of 950 °C and a pressure of 10 GPa during shock-wave loading, ensuring compaction of the powder to a virtually pore-free state and the formation of strong interphase surfaces (welding of the material's structural components) without subsequent sintering. The phase composition of the material and the particle size of its carbide phase remained unchanged.

Keywords: tungsten carbide, titanium, explosive pressing, consolidation of powder mixtures

Funding: the study was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. FZUS-2026-0003 based on Agreement No. 075-03-2026-526 dated January 16, 2026).

For citation: Krokhalev A. V., Kharlamov V. O., Chernikov D. R., Artamonova M. K., Kuzmin S. V., Lysak V. I. Production of WC - Ti hard alloys by explosive pressing without sintering. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 7–11. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-7-11.

Information about the authors:

- Aleksander V. Krokhalev** – Dr. Sci. (Eng.), Dean of the Faculty of Structural Materials Technology VSTU
Valentin O. Kharlamov – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Welding Equipment and Technology; Lead Engineer, Shared Research Center “Physicochemical Research Methods” VSTU
Dmitry R. Chernikov – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Materials Technology VSTU
Maria K. Artamonova – is a student of TM-1H VSTU
Sergey V. Kuzmin – Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of the Russian Academy of Science, Professor, Department of Welding Equipment and Technology; First Vice-Rector VSTU
Vladimir I. Lysak – Dr. Sci. (Eng.), Academician of the Russian Academy of Sciences, Professor; Head of the Department of Welding Equipment and Technology; Scientific Adviser of VSTU

Contribution of the authors:

- Aleksander V. Krokhalev** – analyzed the experimental data and wrote the manuscript.
Valentin O. Kharlamov – performed studies using electron microscopy
Dmitry R. Chernikov – conducted experiments on explosive pressing of powder mixtures
Maria K. Artamonova – sample preparation, materials design.
Sergey V. Kuzmin – calculated explosive pressing parameters and participated in the discussion of the results.
Vladimir I. Lysak – defined the research objective and participated in the discussion of the results.

Современные узлы трения гидротехнического оборудования, буровых снарядов, кавитационных насосных агрегатов и запорной арматуры эксплуатируются в жестких условиях трибокоррозии – одновременного воздействия высокоскоростного гидроабразивного потока и коррозионно-активной водной среды. Традиционно применяемые в машиностроении металлокерамические композиты системы WC - Co демонстрируют высокие показатели износостойкости при сухом трении и чистом абразив-

ном воздействии, однако их ресурс катастрофически падает при контакте с суспензиями на основе пресной речной или морской воды.

Это обусловлено резкой деградацией поверхностных слоев за счет взаимного усиления (синергизма) процессов механического стирания и локального электрохимического растворения. Разработка и внедрение бескобальтовых композитов с химически инертными, склонными к самопроизвольной пассивации матрицами и оптимальной морфологией карбидной фазы

является одной из наиболее актуальных задач современного материаловедения тугоплавких соединений. Крайне интересным в этом плане является изучение возможности использования в качестве связки твердых сплавов на основе WC титана, способность к пассивации которых в водных растворах может кардинально изменить износостойкость в этих условиях.

С целью экспериментальной проверки возможности получения взрывом твердых сплавов на основе системы WC - Ti и проверки применимости для них выявленных на примере карбида хрома принципов по подбору связки и назначению режимов ударно-волновой обработки [1; 2] были проведены опыты по взрывному компактированию порошковых смесей карбида вольфрама с титаном.

На рис. 1 приведено квазибинарное сечение соответствующей тройной системы, полученный с использованием пакета Thermo-Calc.

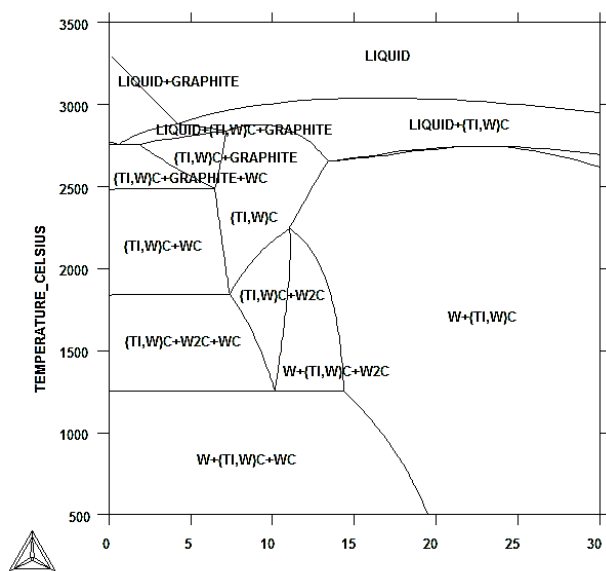


Рис. 1. Квазибинарное сечение WC - Ti системы W - C - Ti

Анализ приведенного сечения показывает, что достаточно длительное воздействие высокой температуры на рассматриваемые материалы без изменения их фазового состава практически невозможно, и взрывной метод получения твердых сплавов из них, по-видимому, является единственным: в сплавах карбида вольфрама с титаном в случае использования высокотемпературного спекания и перехода сплава в равновесное состояние в рассматриваемом диапазоне составов должно происходить взаимодействие Ti с WC с образованием

TiC и W, причем при содержаниях титана в смеси порошков свыше 19 % исходный карбид вольфрама должен исчезнуть полностью.

Для взрывного нагружения исходных смесей порошков использовали схему, предусматривающую размещение исходной смеси порошков непосредственно на поверхности стальной подложки и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 2).

При использовании данной схемы разогрев порошкового материала происходит не за счет теплообмена между ним и продуктами детонации, а в результате общего увеличения внутренней энергии порошка в ходе его необратимого сжатия в ударных волнах. Повышение давления в наносимом материале осуществляется ступенчато вследствие отражения движущейся по невозмущенному порошку ударной волны от поверхности покрываемой подложки, а затем и от промежуточной прокладки, отделяющей продукты взрыва от порошка. При этом рост температуры происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигается в отраженных ударных волнах, что является оптимальным с точки зрения сварки давлением.

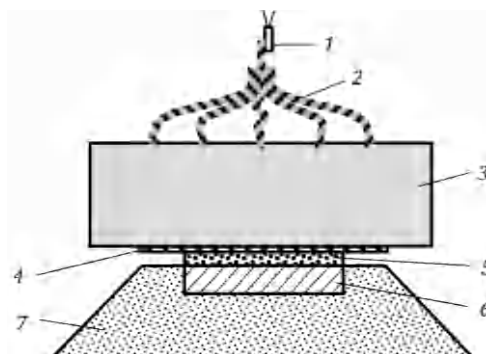


Рис. 2. Схема нагружения:
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ;
4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок; 6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка

Использование плоского нагружения позволяет устранить вероятность выноса порошка с поверхности подложки за счет горизонтальной составляющей массовой скорости частиц за фронтом падающей и отраженных волн. Для уменьшения остаточной деформации образца твердого сплава подложку размещали в песчаной подушке, верхняя кромка которой распола-

галась так, чтобы уплотненные и увлажненные песчаные массы не препятствовали выходу воздуха, скапливающегося перед фронтом движущейся по невозмущенному порошку ударной волны, вдоль ее поверхности.

Расчет физических параметров сжатия, реализуемых в опытах, производился методом (P, u) – диаграмм, основанном на поэтапном определении давления и массовой скорости в падающей и отраженных ударных волнах путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации [2]. При этом для построения адиабат металлических основания и промежуточной прокладки использовали акустическое приближение:

$$P = \rho_0 c_0 u,$$

где P и u – давление и массовая скорость вещества за фронтом ударной волны; ρ_0 и c_0 – плотность и скорость объемных звуковых волн для металлов прокладки или подложки при нормальных условиях.

Ударную адиабату порошковых смесей строили, исходя из допущения о равенстве плотности ударно-сжатого порошка плотности соответствующего монолитного материала:

$$P = \rho_0 \frac{u^2}{1 - \frac{\rho_k}{\rho_0}},$$

где ρ_0 – исходная плотность порошковой смеси и ρ_k – расчетная по составу порошка плотность соответствующего монолитного материала.

Ударную адиабату продуктов детонации рассчитывали для соответствующих моментов

времени по формуле, выведенной с использованием известного решения о набегании детонационной волны на абсолютно жесткую стенку:

$$P = \frac{64}{27} P_H \left(\frac{h}{D\tau} - \frac{u}{D} \right)^3,$$

где P_H – давление продуктов взрыва в плоскости Чепмена – Жуге; h – высота заряда взрывчатого вещества; D – скорость детонации; τ – время, отсчитываемое от момента инициирования детонации на свободной поверхности заряда.

Прирост температуры порошка при сжатии ΔT находили, исходя из предположения о том, что его разогрев происходит в первой ударной волне, по формуле:

$$\Delta T = \frac{u_1^2}{2C_V},$$

где u_1 – массовая скорость частиц порошка за фронтом первой ударной волны и C_V – среднее значение удельной теплоемкости порошка в интервале температур его разогрева.

При этом теплоемкость порошковой смеси C_V рассчитывали по правилу аддитивности, исходя из весового содержания каждого из ее компонентов и их теплоемкостей, которые, в свою очередь, вычислялись, основываясь на правилах Дюлонга и Пти и Коппа – Неймана в предположении о том, что температура разогрева в ударной волне превышает температуру Дебая соответствующих материалов.

Содержание связи, параметры нагружения и твердость полученных в результате опытов твердых сплавов приведены в таблице.

Состав, условия сжатия и твердость порошковых твердых сплавов, полученных взрывом

Порошковая смесь	Температура плавления карбида $t_{пл}$, °C	Содержание связи, %		Параметры сжатия		Гомологическая температура $T/T_{пл}$	Твердость полученного материала, HV
		по объему	по весу	P , ГПа	t , °C		
WC+Ti	2870	50	22	10	950	0,43	670

Достигнутые значения твердости свидетельствуют о достаточно полном протекании процессов консолидации порошкового материала на стадии прессования. Исследование вида частиц карбида вольфрама в исходном состоянии (рис. 3), микроструктуры и вида изломов полученных сплавов (рис. 4 и 5), проведенное методами растровой электронной микроскопии, подтверждает это: порошковые смеси оказываются уплотненными практически до беспористого состояния. При этом частицы карбида вольфрама сохраняют свой размер и поликристаллическое строение.

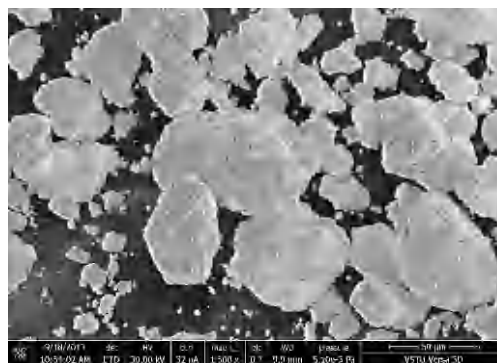


Рис. 3. Вид частиц карбидной фазы в исходном состоянии, РЭМ, Versa 3D LoVac

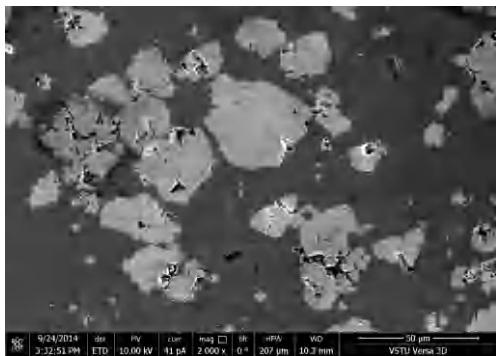


Рис. 4. Микроструктура твердых сплавов WC - Ti, полученных взрывом, РЭМ, Versa 3D LoVac

Вид излома сплавов свидетельствует о том, что их разрушение происходит преимущественно по транскристаллитному механизму: по карбидной и металлической фазам в пропорции, соответствующей объемному содержанию фаз в структуре сплава (рис. 5), что свидетельствует об успешном формировании в процессе прессования прочных межфазных поверхностей (сварке структурных компонентов материала).

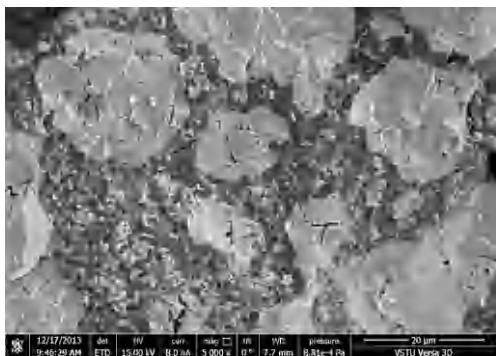


Рис. 5. Вид излома твердых сплавов WC - Ti, полученных взрывом, РЭМ, Versa 3D LoVac

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами полученных твердых сплавов, проведенное с помощью энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа (рис. 6), не выявило следов химического взаимодействия между компонентами исходных порошковых смесей: титан целиком остался в составе металлической связки сплава, а вольфрам и углерод – в составе карбидной фазы.

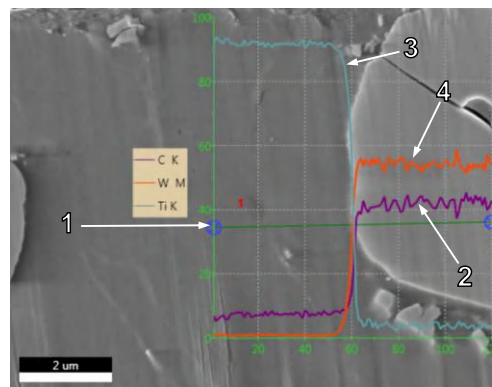


Рис. 6. Распределение элементов между фазами твердого сплава WC - Ti, РЭМ Versa 3D LoVac:
1 – линия сканирования состава;
2, 3 и 4 – содержание C, Ti и W соответственно

Приведенные данные дают основание заключить, что использование взрывного нагружения позволяет на практике реализовать принципиальную возможность получения на стадии прессования без последующего спекания консолидированных твердых сплавов системы WC - Ti, состав которых полностью соответствует составу исходной порошковой смеси. При этом дробление частиц WC отсутствует, и средний размер карбидного зерна в твердых сплавах соответствует среднему размеру частиц карбидной фазы в исходной смеси порошков.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Уплотнение смесей порошков карбида хрома и металлической связки при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55. – № 4. – С. 129–137.
2. Прессование порошков взрывом / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – М.: Машиностроение, 2015. – 252 с.

REFERENCES

1. Explosive Compaction of Chromium Carbide Powders with a Metallic Binder / Krokhaliev A.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I., Pai V.V. // Combustion, Explosion, and Shock Waves. - 2019. - Vol. 55, No. 4. - P. 491-499.
2. Lysak V.I., Krokhaliev A.V., Kuz'min S.V., Rogozin V.D., Kaunov A.M. Explosive pressing of powders: Monograph. Moscow: Mashinostroenie-1, 2015. 252 p. (In Russ.).

УДК 669.715:620.22-419.8
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-12-21

Научная статья
Original article

Д. В. Рева¹, Е. С. Прусов^{1,2}, В. Б. Деев^{2,1}

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТЫХ
ПСЕВДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ С ГИБРИДНЫМ АРМИРОВАНИЕМ**

¹ Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича
и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир, Россия

² Московский политехнический университет, Москва, Россия

✉ Дмитрий Вадимович Рева, reva-dima@mail.ru

Аннотация. Исследовано влияние титана на фазообразование, механизм кристаллизации и особенности формирования структуры литых псевдоэвтектических алюмоматричных композиционных материалов гибридного состава $Al-20\%Mg_2Si-xTi$ ($x=0-5$ мас. % Ti). Термодинамическое моделирование фазовых равновесий и неравновесной кристаллизации выполнено по методологии CALPHAD с применением программного комплекса Thermo-Calc, расчеты неравновесной кристаллизации проведены по модели Шейля – Гулливера. Показано, что введение титана существенно изменяет первичную область кристаллизации системы $Al - Mg_2Si$, при этом вместо первичного выделения Mg_2Si формируются высокотемпературные титансодержащие силицидные фазы, что сопровождается повышением температуры ликвидус и изменением последовательности фазообразования. При содержании 3–5 мас. % Ti завершающая стадия кристаллизации осложняется образованием фазы Al_3Mg_2 , обусловленным перераспределением кремния и обогащением остаточного расплава магнием. Металлографический анализ показал, что увеличение содержания титана приводит к изменению морфологии кристаллов Mg_2Si от дендритной к более компактной полигональной. Расчеты кристаллографического несоответствия свидетельствуют о возможности гетерогенного зарождения фазы Mg_2Si на частицах Al_3Ti и на отдельных силицидах титана. Полученные результаты подтверждают комплексное действие титана как прекурсора для образования эндогенных армирующих фаз и как модифицирующей добавки при получении гибридных алюмоматричных композитов.

Ключевые слова: литые алюмоматричные композиты, система $Al - Mg - Si - Ti$, термодинамическое моделирование, неравновесная кристаллизация

Финансирование: работа выполнена в рамках государственного задания в сфере научной деятельности Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FZUN-2024-0004, госзадание ВлГУ)

Для цитирования: Рева Д. В., Прусов Е. С., Деев В. Б. Формирование структуры и фазового состава литых псевдоэвтектических алюмоматричных композиционных материалов с гибридным армированием. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 12–21. DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-314-12-21.

Информация об авторах:

Дмитрий Вадимович Рева – аспирант ВлГУ

<https://orcid.org/0000-0002-0256-8922>

e-mail: reva-dima@mail.ru

Евгений Сергеевич Прусов – д-р техн. наук, профессор кафедры «Материаловедение и энергетическое машиностроение» ВлГУ, профессор кафедры «Оборудование и технологии сварочного производства» Московского политехнического университета

<https://orcid.org/0000-0003-4189-877X>

e-mail: eprusov@mail.ru

Владислав Борисович Деев – д-р техн. наук, профессор; заведующий кафедрой «Оборудование и технологии сварочного производства» Московского политехнического университета, гл. науч. сотр. ВлГУ

<https://orcid.org/0000-0002-8349-8072>

e-mail: deev.vb@mail.ru

Вклад авторов:

Д. В. Рева – проведение расчетов и экспериментов, сбор данных, написание статьи.

Е. С. Прусов – разработка идеи и проектирование методологии, написание статьи, редактирование.

В. Б. Деев – разработка общей концепции исследования.

D. V. Reva¹, E. S. Prusov^{1,2}, V.B. Deev^{2,1}

FORMATION OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION
OF CAST PSEUDO-EUTECTIC ALUMINUM-MATRIX COMPOSITE
MATERIALS WITH HYBRID REINFORCEMENT

¹Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs,
Vladimir, Russia

²Moscow Polytechnic University, Moscow, Russia

✉ Dmitry V. Reva, reva-dima@mail.ru

Abstract. The effect of titanium on phase formation, crystallization mechanism, and structure formation features of cast pseudo-eutectic aluminum matrix hybrid composite materials of the Al–20%Mg₂Si–xTi (x = 0–5 wt. % Ti) composition has been investigated. Thermodynamic modeling of phase equilibria and non-equilibrium crystallization was performed according to the CALPHAD methodology using the Thermo-Calc software package, with non-equilibrium crystallization calculations carried out using the Scheil–Gulliver model. It is shown that titanium addition significantly alters the primary crystallization region of the Al – Mg₂Si system: instead of primary Mg₂Si precipitation, high-temperature titanium-containing silicide phases are formed, accompanied by an increase in the liquidus temperature and a change in the phase formation sequence. At 3–5 wt. % Ti, the final stage of crystallization is complicated by the formation of the Al₃Mg₂ phase, which is attributed to silicon redistribution and enrichment of the residual melt with magnesium. Metallographic analysis revealed that increasing titanium content leads to a change in the morphology of Mg₂Si crystals from dendritic to a more compact polygonal shape. Crystallographic mismatch calculations indicate the possibility of heterogeneous nucleation of the Mg₂Si phase on Al₃Ti particles and on certain titanium silicides. The obtained results confirm the complex role of titanium as a precursor for the formation of endogenous reinforcing phases and as a modifying additive in the fabrication of hybrid aluminum matrix composites.

Keywords: cast aluminum matrix composites, Al – Mg – Si – Ti system, thermodynamic simulation, nonequilibrium crystallization

Funding: the research was carried out within the state assignment in the field of scientific activity of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme FZUN-2024-0004, state assignment of the VISU).

For citation: Reva D. V., Prusov E. S., Deev V. B. Formation of the structure and phase composition of cast pseudo-eutectic aluminum-matrix composite materials with hybrid reinforcement. Izvestiya VSTU. 2026; 7(314): 12–21. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-12-21.

Information about the authors:

Dmitry V. Reva – Postgraduate Student, VISU

<https://orcid.org/0000-0002-0256-8922>

e-mail: reva-dima@mail.ru

Evgeny S. Prusov – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Materials Science and Power Engineering, VISU; Professor of the Department of Equipment and Technology of Welding Production, Moscow Polytechnic University

<https://orcid.org/0000-0003-4189-877X>

e-mail: eprusov@mail.ru

Vladislav B. Deev – Dr. Sci. (Eng.), Professor; Head of the Department of Equipment and Technology of Welding Production, Moscow Polytechnic University; Chief Researcher, VISU

<https://orcid.org/0000-0002-8349-8072>

e-mail: deev.vb@mail.ru

Contribution of the authors:

Dmitry V. Reva – performing calculations and experiments, collecting data, writing the article.

Evgeny S. Prusov – developing the idea and designing the methodology, writing the article, editing.

Vladislav B. Deev – developing the general concept of the research.

Введение

Современные тенденции развития машиностроения и других высокотехнологичных отраслей промышленности неразрывно связаны с необходимостью создания новых конструкционных и функциональных материалов, отвечающих возрастающим требованиям к снижению массы узлов и конструкций, повышению

эксплуатационной надежности и долговечности деталей, работающих в условиях совместного действия трибомеханических нагрузок и повышенных температур [1; 2]. Алюминиевые сплавы, обладающие уникальным сочетанием низкой плотности, высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и технологичности при литье и последующей обработке, традици-

онно остаются одними из наиболее востребованных материалов для автомобиле-, авиа- и машиностроения [3]. Достижения последних десятилетий в области металлургии и материаловедения позволили существенно расширить функциональные возможности алюминиевых сплавов за счет многокомпонентного легирования и комплексного модифицирования, развития методов термической и деформационной обработки [4].

Тем не менее, анализ современного состояния исследований и разработок в данной области свидетельствует о том, что потенциал дальнейшего повышения эксплуатационных свойств и характеристик алюминиевых сплавов, особенно в условиях интенсивного изнашивания в широком температурно-силовом диапазоне работы изделий, путем использования традиционных металлургических методов в известной степени ограничен [5]. Одним из перспективных подходов к преодолению обозначенных ограничений является создание литых алюмоматричных композиционных материалов путем ввода в металлическую матрицу дисперсных армирующих частиц высокомодульных тугоплавких соединений на одной из стадий технологического процесса [6].

Наибольшее распространение получили экзогенно-армированные (ex-situ) композиты, для приготовления которых в условиях жидкофазных технологических процессов применяется метод механического замешивания в расплав заранее синтезированных керамических частиц, таких как SiC, B₄C, Al₂O₃, AlN и др. [7]. Применение такого подхода позволяет достичь существенного повышения твердости, прочности на сжатие, износостойкости, модуля упругости и жаропрочности алюминиевых сплавов [8]. Вместе с тем, экзогенное армирование сопряжено с рядом технологических трудностей, связанных с недостаточной смачиваемостью керамических частиц алюминиевым расплавом, склонностью армирующей фазы к агломерации, образованием пористости и дефектов на межфазной границе [9]. В связи с этим в последние годы все большее внимание исследователей уделяется алюмоматричным композиционным материалам с эндогенным (in-situ) армированием, в которых частицы армирующей фазы формируются непосредственно в объеме металлического расплава в результате протекания контролируемых химических реакций между компонентами или в процессе кристаллизации [10].

По сравнению с традиционными ex-situ-композитами такие материалы отличаются термодинамической стабильностью, более равномерным распределением армирующей фазы, чистой и когерентной межфазной границей, меньшей склонностью к образованию дефектов [11].

Особый интерес представляют эндогенно-армированные композиционные материалы на основе псевдобинарной системы Al - Mg₂Si, армирующей фазой в которых выступают первично кристаллизующиеся силициды магния в заэвтектической области составов (>13,9 мас. % Mg₂Si). Соединение Mg₂Si характеризуется малой плотностью (1,88 г/см³), сравнительно высокой температурой плавления (1085 °C), низким коэффициентом термического линейного расширения ($7,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), высоким модулем упругости (120 ГПа) и микротвердостью (4,5 ГПа), что позволяет рассматривать его как эффективную армирующую фазу для алюминиевых сплавов [12]. Показано, что формирование дисперсных частиц Mg₂Si способствует значительному повышению твердости, износостойкости, термической стабильности материалов, что особенно важно для деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания и повышенных температур [13; 14]. Однако существенным ограничением для практического использования композитов системы Al - Mg₂Si является склонность первичных кристаллов Mg₂Si к формированию крупных дендритных или разветвленных полиэдрических комплексов, которые оказывают негативное влияние на механические свойства материала [15]. В связи с этим актуальной задачей является управление морфологией и размерами армирующих частиц Mg₂Si, в том числе путем модифицирования и легирования расплава элементами, способными изменять механизм фазообразования.

Тугоплавкие высокомодульные частицы алюминидов титана представляют собой перспективную группу армирующих компонентов, в особенности для получения литых композиционных материалов гибридного состава [16; 17]. Наряду с армирующей функцией в алюмоматричных композитах, частицы Al₃Ti выступают в качестве гетерогенных центров зарождения кристаллов, способствуя измельчению зерна α -твердого раствора матричных алюминиевых сплавов [18]. Кроме того, присутствие титана в системе Al - Mg - Si может приводить к образованию ряда титансодержащих силицидов, оказывающих существенное влияние на

последовательность фазообразования и кинетику кристаллизации. Несмотря на значительное количество работ, посвященных системам Al - Mg₂Si и Al - Al₃Ti по отдельности, закономерности формирования структуры и фазового состава гибридных псевдоэвтектических алюмоматричных композиционных материалов с одновременным присутствием фаз Mg₂Si и Al₃Ti изучены недостаточно.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния титана на фазообразование, механизм кристаллизации и особенности формирования структуры литых псевдоэвтектических алюмоматричных композиционных материалов гибридного состава Al-20%Mg₂Si-xTi (x = 0–5 мас. %).

Материалы и методы исследования

Термодинамическое моделирование фазовых равновесий в четверной системе Al - Mg - Si - Ti выполняли по методологии CALPHAD с использованием программного комплекса Thermo-Calc и базы данных TCAL4 для алюминиевых сплавов. Расчетный химический состав соответствовал псевдобинарному сечению системы Al - Mg - Si при содержании 12,88 мас. % Mg и 7,40 мас. % Si (что эквивалентно 20 мас. % Mg₂Si) с варьированием концентрации титана в интервале x = 0–5 мас. %. Для оценки реального пути кристаллизации и последовательности фазообразования использовали модель Шейля – Гулливера, реализованную в модуле Scheil Solidification Simulation пакета Thermo-Calc, при следующих допущениях [19]: идеальное перемешивание в жидкой фазе, локальное термодинамическое равновесие на границе «твердое–жидкое», полное отсутствие диффузии в твердой фазе ($D_{\text{тв}} = 0$) и бесконечная диффузия в жидкой фазе ($D_{\text{ж}} = \infty$).

Экспериментальные композиции готовили из первичных металлов: алюминия ($\geq 99,99$ % Al), магния ($\geq 99,9$ % Mg), кремния ($\geq 99,0$ % Si) и титана ($\geq 99,5$ % Ti). Плавку проводили в графитовых тиглях емкостью до 1 кг (по алюминию) в шахтной электропечи сопротивления. Перед плавкой шихтовые материалы просушивали при 150 °C. Вначале в тигель загружали и расплавляли алюминий, затем при температуре 800 °C в расплав последовательно вводили кремний, магний и титановый порошок ПТМ-1 фракции 50 мкм (в виде компактных брикетов, завернутых в алюминиевую фольгу), после ввода каждого компонента расплав тщательно

перемешивали графитовым стержнем. Расплав выдерживали в течение 30 мин при температуре 850 °C для протекания реакций взаимодействия, после чего снимали шлак, повторно перемешивали и разливали при 720 ± 10 °C в металлические изложницы.

Для оценки влияния теплофизических условий кристаллизации на структуру композитов часть образцов отливали в стальные изложницы ($\varnothing 20 \times 100$ мм), а часть в медные изложницы того же размера, что позволило сопоставить роль скорости охлаждения при изменении размеров и морфологии структурных составляющих. Образцы для микроструктурного анализа вырезали на расстоянии 15 мм от нижнего торца слитка для обеспечения сопоставимости результатов. Подготовку образцов проводили на полировально-шлифовальной машине Полилаб П22М. Съемку изображений структуры осуществляли в нетравленном состоянии на микроскопе металлографическом инвертированном ICX41M-1 (МИМ-43).

Обсуждение полученных результатов

Политермическое сечение равновесной диаграммы Al - Mg - Si - Ti при постоянном содержании магния 12,88 мас. % и кремния 7,4 мас. % в диапазоне концентраций титана от 0 до 5 мас. % приведено на рис. 1.

Без добавления титана равновесный фазовый состав композиции при комнатной температуре представлен двухфазной областью (Al) + Mg₂Si. Фактически в реальных условиях при 20 мас. % Mg₂Si формируется псевдобинарная эвтектика (α + Mg₂Si) и первичные кристаллы фазы Mg₂Si, растущие в виде сравнительно крупных дендритоподобных комплексов.

Из рис. 1 видно, что добавка титана существенно изменяет первичную область кристаллизации Al-20%Mg₂Si. Для состава без Ti начало кристаллизации связано с выделением Mg₂Si при температуре порядка 640 °C. Так, уже при введении 1 % Ti первично кристаллизуется не Mg₂Si, а титансодержащие силициды, вследствие чего температура ликвидуса повышается примерно до 1150 °C. При дальнейшем увеличении содержания титана ликвидус последовательно смещается в область более высоких температур. В присутствии титана при комнатной температуре равновесный фазовый состав Al-20%Mg₂Si-xTi во всем рассмотренном диапазоне концентраций представлен α -твердым раствором, Mg₂Si и Al₃Ti.

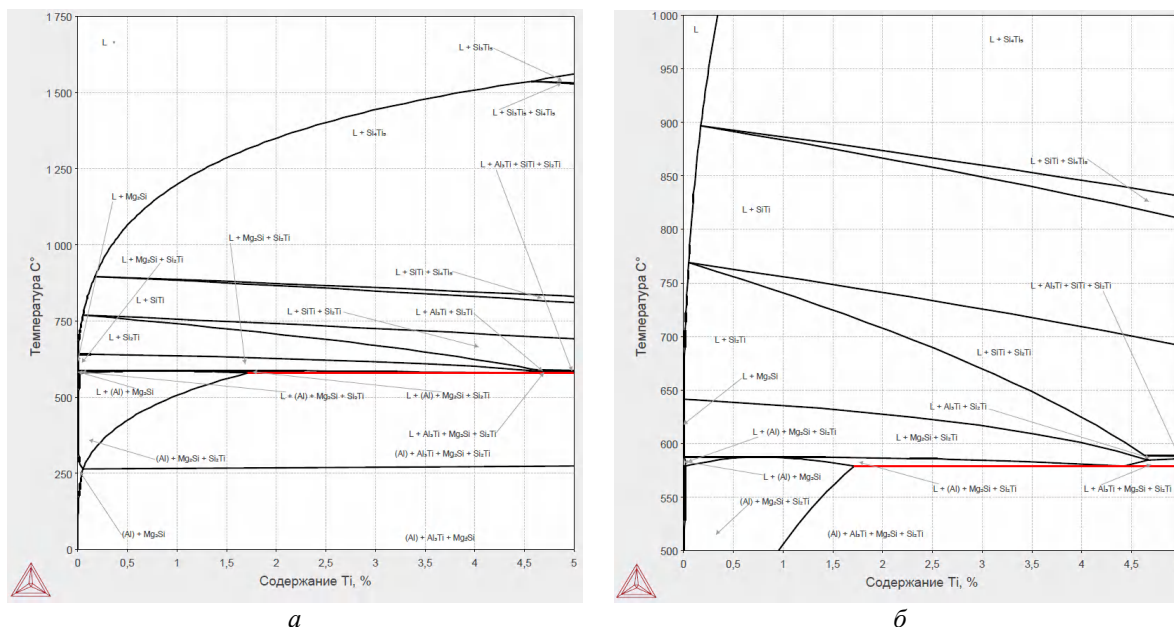


Рис. 1. Политермическое сечение диаграммы $\text{Al} + 20\%\text{Mg}_2\text{Si} + 0\text{--}5\%\text{Ti}$:
 а – от 0 до 1750 °C; б – от 500 до 1000 °C

Изменение массовой доли твердой фазы с температурой при неравновесной кристаллизации композита с исходным составом $\text{Al} + 12,88\%\text{Mg} + 7,4\%\text{Si} + 0\text{--}5\%\text{Ti}$ приведено на рис. 2.

Анализ кривых Шейля – Гулливера для материалов системы $\text{Al}\text{--}20\text{Mg}_2\text{Si}\text{--}x\text{Ti}$ показал, что повышение содержания титана существенно изменяет механизм неравновесной кристаллизации, последовательность фазообразования и конечный фазовый состав. Для сплава без титана кристаллизация начинается из полностью жидкого состояния с первичного выделения фазы Mg_2Si при температуре около 640 °C. При дальнейшем охлаждении система переходит в трехфазную область $\text{L} + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ при 587–588 °C, где в узком температурном интервале формируется основная часть твердой фазы, что указывает на выраженный эвтектический характер превращения. На заключительной стадии, при температуре около 560 °C, остаточный расплав обогащается кремнием, вследствие чего дополнительно выделяется фаза Si. Таким образом, в неравновесных условиях для состава без титана характерна схема кристаллизации $\text{L} \rightarrow \text{L} + \text{Mg}_2\text{Si} \rightarrow \text{L} + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si} \rightarrow \text{L} + (\text{Al}) + (\text{Si}) + \text{Mg}_2\text{Si}$.

Введение титана уже в количестве 1–2 % приводит к принципиальному изменению начальных стадий кристаллизации. В этих материалах первично выделяется не Mg_2Si , а титансодержащая силицидная фаза Si_4Ti_5 , причем

температура начала кристаллизации возрастает до 1140–1150 °C при 1 % Ti и до 1280–1300 °C при 2 % Ti. При дальнейшем охлаждении последовательно реализуются стадии $\text{L} + \text{Si}_4\text{Ti}_5 \rightarrow \text{L} + \text{Si}_4\text{Ti}_5 + \text{SiTi} \rightarrow \text{L} + \text{SiTi} \rightarrow \text{L} + \text{Si}_2\text{Ti} + \text{SiTi} \rightarrow \text{L} + \text{Si}_2\text{Ti}$. Только после этого, при температуре порядка 620–630 °C, начинается выделение Mg_2Si , а вблизи 590 °C появляется алюминиевый твердый раствор, вследствие чего система переходит в область $\text{L} + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}_2\text{Ti}$. На завершающей стадии кристаллизации фаза Si_2Ti исчезает из числа фаз, сосуществующих с остаточным расплавом, и затвердевание завершается в области $\text{L} + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ при температуре около 578–580 °C при 1 % Ti и 575–580 °C при 2 % Ti. Следовательно, при содержании титана 1–2 % кристаллизация протекает по механизму высокотемпературного силицидообразования, однако конечная структура определяется преимущественно фазами (Al) и Mg_2Si .

При увеличении содержания титана до 3–4 % сохраняется общая последовательность формирования и преобразования силицидных фаз, однако наблюдается дальнейшее смещение начала кристаллизации в область более высоких температур. Так, для материала с 3 % Ti первичное выделение Si_4Ti_5 начинается при 1380–1400 °C, а для материала с 4 % Ti при 1440–1460 °C. В обоих случаях после стадий образования и преобразования силицидов титана при 620–630 °C начинается выделение Mg_2Si , а вбли-

зи 590–600 °С формируется алюминиевый твердый раствор, что приводит к переходу сначала

в область $L + (Al) + Mg_2Si + Si_2Ti$, а затем в область $L + (Al) + Mg_2Si$.

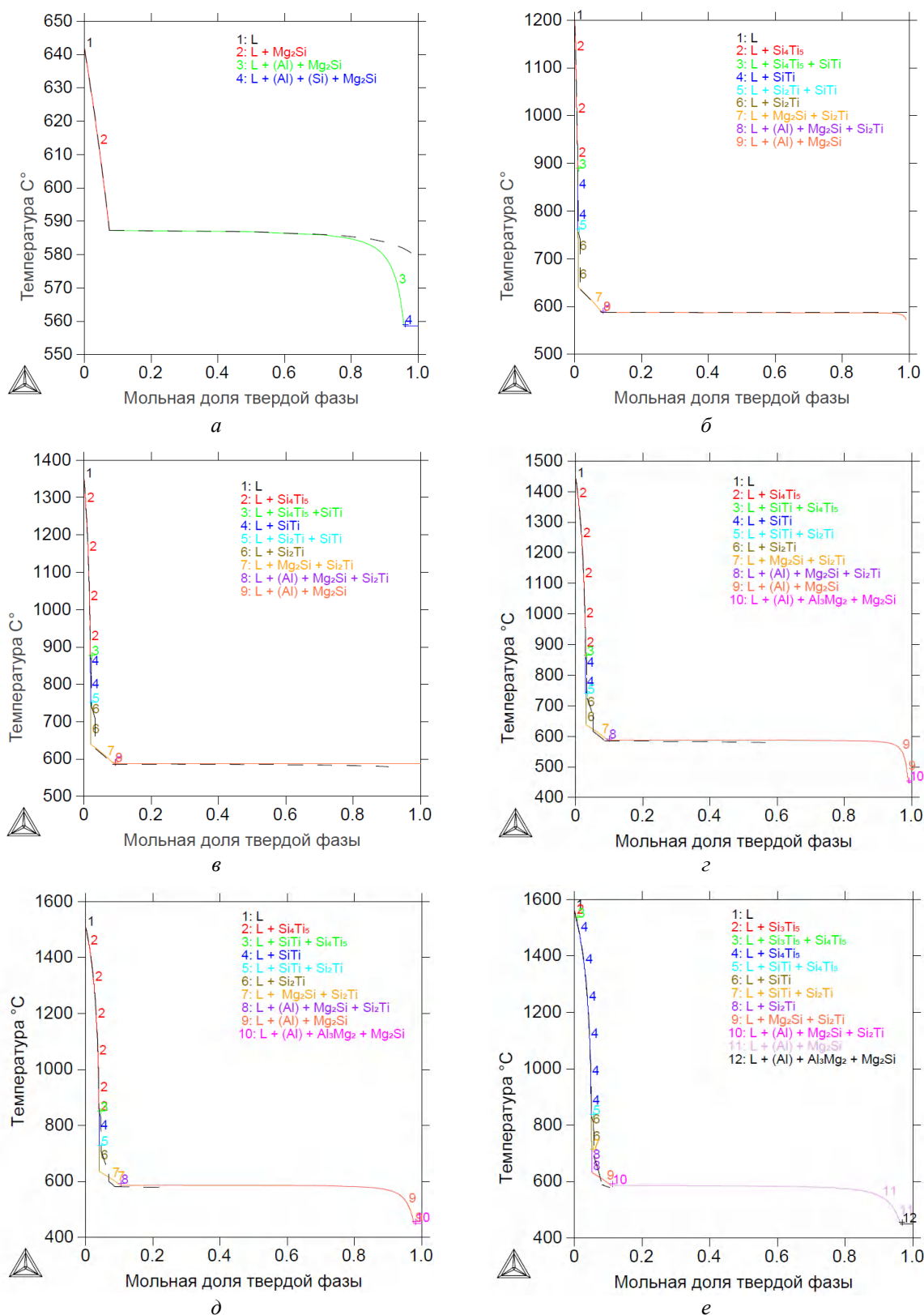


Рис. 2. Зависимость массовой доли твердых фаз от температуры при неравновесной кристаллизации:
a – Al + 20%Mg₂Si; *б* – Al + 20%Mg₂Si + 1%Ti; *в* – Al + 20%Mg₂Si + 2%Ti; *г* – Al + 20%Mg₂Si + 3%Ti;
д – Al + 20%Mg₂Si + 4%Ti; *е* – Al + 20%Mg₂Si + 5%Ti

Вместе с тем, именно для материалов с 3 и 4 % Ti на завершающем этапе кристаллизации при температурах около 450–470 и 430–450 °C соответственно и при доле твердой фазы, близкой к единице, появляется фаза Al_3Mg_2 . Это свидетельствует о существенном обогащении остаточного расплава магнием и, как следствие, об усложнении завершающей стадии неравновесной кристаллизации. Таким образом, начиная с 3 % Ti конечный фазовый состав уже определяется не только фазами (Al) и Mg_2Si , но и присутствием Al_3Mg_2 .

Наиболее сложная последовательность фазообразования реализуется в материале с 5 % Ti. В этом случае кристаллизация начинается из жидкого состояния с первичного выделения фазы Si_3Ti_5 при температуре около 1560–1580 °C. При дальнейшем охлаждении последовательно формируются области $\text{L} + \text{Si}_3\text{Ti}_5 + \text{Si}_4\text{Ti}_5$, $\text{L} + \text{Si}_4\text{Ti}_5$, $\text{L} + \text{SiTi} + \text{Si}_4\text{Ti}_5$, $\text{L} + \text{SiTi}$, $\text{L} + \text{SiTi} + \text{Si}_2\text{Ti}$ и $\text{L} + \text{Si}_2\text{Ti}$. Как и в материалах с меньшим содержанием титана, при 620–630 °C начинается выделение Mg_2Si , а вблизи 590–600 °C появляется алюминиевый твердый раствор, после чего система переходит в области $\text{L} + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si} +$

Si_2Ti и $\text{L} + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$. На завершающей стадии при температуре около 440–460 °C выделяется фаза Al_3Mg_2 . Следовательно, увеличение содержания титана до 5 % приводит не только к дальнейшему повышению температуры начала кристаллизации, но и к усложнению последовательности фазообразования за счет дополнительного первичного выделения Si_3Ti_5 и формирования на заключительной стадии фаз (Al), Mg_2Si и Al_3Mg_2 . В целом, можно отметить, что добавление титана приводит не только к появлению новых тугоплавких фаз, но и к перераспределению кремния между Mg_2Si и титаносодержащими силицидами, что может служить одним из объяснений изменения последовательности фазообразования и потенциального обогащения остаточного расплава магнием.

На рис. 3 представлены снимки микроструктуры образцов $\text{Al} + 20\%\text{Mg}_2\text{Si}$ с добавками 1 и 3 % Ti, полученных при литье в стальную и медную изложницы. Очевидно, что увеличение скорости охлаждения при кристаллизации с ~10 К/с до ~100–200 К/с за счет применения медной формы способствует формированию более дисперсных структурных составляющих.

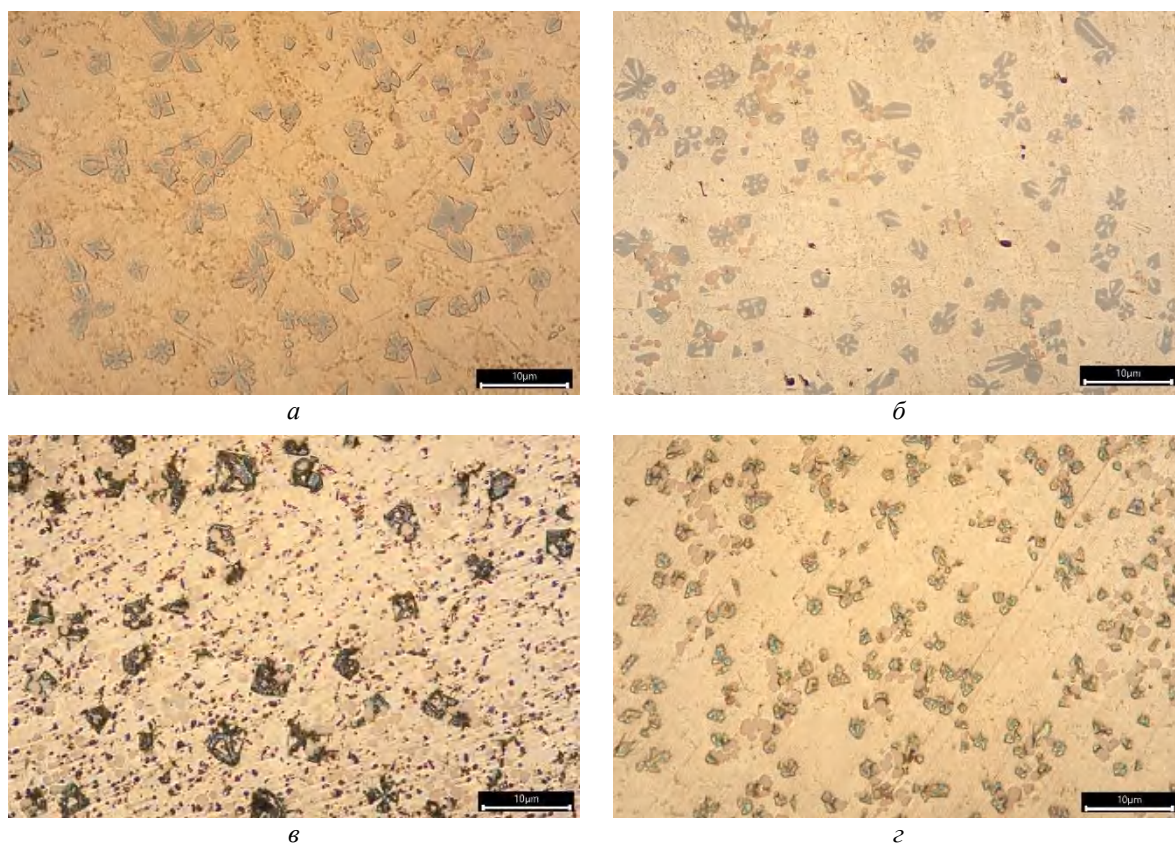


Рис. 3. Снимки микроструктуры образцов $\text{Al}-20\%\text{Mg}_2\text{Si}-x\text{Ti}$ (x200):
 а – 1 % Ti, литье в стальную изложницу; б – 1 % Ti, литье в медную изложницу;
 в – 3 % Ti, литье в стальную изложницу; г – 3 % Ti, литье в медную изложницу

Первичные кристаллы Mg_2Si при добавлении 1 % Ti (стальная изложница) имеют преимущественно дендритную и полигональную морфологию, демонстрируя характерные ответвления дендритов, что свидетельствует о преобладании анизотропного роста в направлении $\langle 100 \rangle$ при относительно низком переохлаждении. При литье данной композиции в медную изложницу кристаллы Mg_2Si становятся значительно мельче и более однородными по размеру, однако их морфология существенно не меняется. Увеличение содержания титана до 3 % приводит к формированию полигональных кристаллов Mg_2Si компактной морфологии без выраженной анизотропии. В структуре также отчетливо заметно значительное количество светло-серых блочных включений, которые, с учетом расчетных данных и состава системы, могут быть отнесены к титаносодержащим интерметаллидным и силицидным фазам.

Согласно результатам термодинамических расчетов, в расплавах композитов $Al + 20\%Mg_2Si + Ti$ к моменту начала кристаллизации Mg_2Si уже присутствуют дисперсные частицы силицидов титана и фазы Al_3Ti , которые предположительно могут выступать в качестве гетерогенных центров зарождения, снижая энерги-

ческий барьер образования критического зародыша Mg_2Si . Для количественной оценки кристаллографической совместимости между зарождающейся фазой Mg_2Si и потенциальными подложками использован критерий плоскостного несоответствия Брэмфитта δ_B [20]. Приняты следующие расчетные соотношения.

Линейное решеточное несоответствие определяли как:

$$\delta_{1L} = \frac{|m d_s - n d_n|}{n d_n} \cdot 100\%,$$

где d_s – период на плоскости подложки, d_n – период на плоскости зарождающейся фазы Mg_2Si , параметры m и n – целые числа, представляющие кратности периодов решеток подложки и зарождающейся фазы, соответственно. Подбор кратностей m и n позволяет выявить наиболее вероятные варианты ориентационных соотношений, реализуемых в условиях кристаллизации расплава.

Плоскостное несоответствие Брэмфитта δ_B :

$$\delta_B = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \frac{|m_i d_s^i \cos \theta_i - n_i d_n^i|}{n_i d_n^i} \cdot 100\%,$$

где θ_i – угол между сопрягаемыми направлениями. Если направления считаются параллельными, то $\theta_i = 0$, $\cos \theta = 1$.

Таблица 1

Кристаллографическое несоответствие между потенциальными фазами-подложками и зарождающейся фазой Mg_2Si

Фаза	Принятое сопряжение плоскостей	$m : n$	Линейное несоответствие по направлениям, %	δ_B , %
Ti_5Si_3	$(0001)Ti_5Si_3 \parallel (111)Mg_2Si$	3 : 5	0,32; 0,32; 0,32	0,32
Al_3Ti	$(001)Al_3Ti \parallel (001)Mg_2Si$	5 : 3	1,14; 1,14; 1,14	1,14
$TiSi_2$	$(010)TiSi_2 \parallel (001)Mg_2Si$	3 : 4	2,54; 0,85; 0,83	1,41
Ti_5Si_4	$(001)Ti_5Si_4 \parallel (001)Mg_2Si$	1 : 1	5,53; 5,53; 5,53	5,53
$TiSi$	$(010)TiSi \parallel (110)Mg_2Si$	1 : 1	3,04; 11,26; 5,85	6,72

Результаты расчетов решеточного и плоскостного несоответствия (табл. 1) свидетельствуют о том, что ряд титаносодержащих фаз, формирующихся или термодинамически прогнозируемых в системе $Al - Mg - Si - Ti$, может рассматриваться в качестве потенциальных подложек для гетерогенного зарождения кристаллов Mg_2Si . Согласно критерию Брэмфитта, эффективное гетерогенное зарождение возможно при достаточно малом плоскостном несоответствии между сопрягаемыми кристаллографическими плоскостями, как правило, не

превышающем 6 % для ряда возможных ориентационных соотношений.

Полученные значения δ_B позволяют заключить, что этому условию удовлетворяют фазы Ti_5Si_3 , Al_3Ti , $TiSi_2$ и Ti_5Si_4 , для которых расчетное несоответствие составляет соответственно 0,32; 1,14; 1,41 и 5,53 %. Следовательно, указанные фазы обладают благоприятной кристаллографической совместимостью с Mg_2Si и теоретически способны снижать энергетический барьер образования критического зародыша силицида магния.

Минимальное значение плоскостного несоответствия получено для сопряжения $(0001)\text{Ti}_5\text{Si}_3 \parallel (111)\text{Mg}_2\text{Si}$, что указывает на высокую вероятность зарождения Mg_2Si на данной фазе как на подложки. Вместе с тем, фаза Al_3Ti также представляет особый интерес, поскольку при соотношении $5a\text{Al}_3\text{Ti} \approx 3a\text{Mg}_2\text{Si}$ величина несоответствия составляет всего около 1,14 %, а сама фаза Al_3Ti является характерным продуктом взаимодействия титана с алюминиевой матрицей и хорошо известна как эффективный гетерогенный центр кристаллизации в алюминиевых сплавах. Поэтому Al_3Ti следует рассматривать как одну из наиболее вероятных и технологически значимых подложек для зарождения Mg_2Si в исследуемых литых композиционных материалах. Кроме того, нельзя не принимать во внимание и хорошо известный для литейных композитов эффект ограничения кристаллизующихся объемов в присутствии частиц армирующей фазы.

Таким образом, совокупность результатов термодинамического моделирования, металлографического анализа и расчетов кристаллографического несоответствия позволяет рассматривать титан как комплексный фактор управления структурообразованием в литых композитах системы $\text{Al} - \text{Mg}_2\text{Si}$. Его влияние проявляется не только в изменении последовательности фазообразования при кристаллизации и образовании дополнительных эндогенных армирующих фаз в условиях гибридного армирования, но и в формировании потенциальных гетерогенных центров зарождения Mg_2Si . В сочетании с повышенной скоростью охлаждения это обеспечивает формирование более дисперсной и морфологически благоприятной структуры литого композиционного материала. Следует отметить, что обозначенные особенности в определяющей степени основаны на расчетных данных, поэтому дальнейшее уточнение фазового состава и экспериментальное подтверждение вероятных механизмов модифицирующего влияния титана представляет интерес для последующих исследований.

Выводы

1) При комнатной температуре равновесный фазовый состав композиции $\text{Al}-20\%\text{Mg}_2\text{Si}-x\text{Ti}$ во всем исследованном диапазоне содержания титана представлен алюминиевым твердым раствором, Mg_2Si и Al_3Ti , однако реальный путь неравновесной кристаллизации, рассчитанный по модели Шейля – Гулливера, существенно отличается от равновесного и характери-

зуется появлением промежуточных силицидных фаз.

2) Для состава без титана в неравновесных условиях первично кристаллизуется фаза Mg_2Si , после чего формируется область $L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$, а на завершающей стадии выделяется Si . Введение 1–2 % Ti приводит к смещению начала кристаллизации в область более высоких температур и к первичному образованию силицидов Si_4Ti_5 , SiTi и Si_2Ti ; выделение Mg_2Si и алюминиевого твердого раствора происходит на более поздних стадиях. При содержании титана 3–5 % сохраняется общая схема высокотемпературного силицидообразования, однако на заключительной стадии дополнительно появляется фаза Al_3Mg_2 , что свидетельствует о существенном обогащении остаточного расплава магнием.

3) Расчеты кристаллографического несоответствия по методу Брэмфитта свидетельствуют о потенциальной возможности гетерогенного зарождения фазы Mg_2Si на Al_3Ti и отдельных титансодержащих силицидах.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Xiao, N., Tang J., Zhou S., Shi Y., Qian F., Qiu S., Chen Y., Zhao D., Yang K. Current research on the design, properties and applications of tribological materials: a review. *RSC Advances*. – 2025. – Vol. 15, Iss. 41. – P. 34669–34717.
2. Takele, Y. F., Woldeyohannes A.D. Optimal material selection for high temperature tribological application: an integrated multi criteria decision study. *Discover Materials*. – 2025. – Vol. 5. – Article No. 33.
3. Majumdar S., Sinha A., Das A., Datta P., Nag D. An Insight View of Evolution of Advanced Aluminum Alloy for Aerospace and Automotive Industry: Current Status and Future Prospects. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D*. – 2026. – Vol. 107. – P. 271–288.
4. Cui, L., Liu K., Chen X.-G. Recent advances in cost-effective aluminum alloys with enhanced mechanical performance for high-temperature applications: A review. *Materials & Design*. – 2025. – Vol. 253. – Article No. 113869.
5. Vojtěch, D. Challenges for research and development of new aluminum alloys. *Metalurgija*. – 2010. – Vol. 49, No. 3. – P. 335–340.
6. Панфилов, А. В. Современное состояние и перспективы развития литых дискретно-армированных алюмоматричных композиционных материалов / А. В. Панфилов // *Литейщик России*. – 2008. – № 7. – С. 23–28.
7. Hashim, J., Looney L., Hashmi M.S.J. Metal matrix composites: production by the stir casting method. *Journal of Materials Processing Technology*. – 1999. – Vol. 92–93. – P. 1–7.
8. Veeresh, Kumar G. B., Rao C. S. P., Selvaraj N. Mechanical and Tribological Behavior of Particulate Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites – a Review. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*. – 2011. – Vol. 10. – No. 1. – P. 59–91.
9. Panfilov, A., Prusov E. Current state and trends of development of aluminum matrix composite alloys. *Proceedings of the METAL 2013 – 22nd International Conference on Metallurgy and Materials*. – 2013. – P. 1195–1199.

10. Прусов, Е. С. Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами / Е. С. Прусов, А. А. Панфилов, В. А. Кечин // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2016. – № 2. – С. 47–58.

11. Прусов, Е. С. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами / Е. С. Прусов, А. А. Панфилов // Металлы. – 2011. – № 4. – С. 79–84.

12. Biswas, P., Mondal M. K., Roy H., Mandal D. Microstructural evolution and hardness property of in situ Al–Mg₂Si composites using one-step gravity casting method. Canadian Metallurgical Quarterly. – 2017. – Vol. 56. – P. 340–348.

13. Seth, P. P., Parkash O., Kumar D. Structure and mechanical behavior of in situ developed Mg₂Si phase in magnesium and aluminum alloys – a review. RSC Advances. – 2020. Vol. 10. – P. 37327–37345.

14. Ozkan, T., Tutuk I., Acar S., Gecu R., Guler K.A. Microstructural, hardness, and wear properties of Mg₂Si-reinforced Al matrix in-situ composites produced by low superheat casting. Materials Today Communications. – 2024. – Vol. 38. – Article No. 107937.

15. Qin, Q. D., Li W.X., Zhao K.W., Qiu S.L., Zhao Y.G. Effect of modification and aging treatment on mechanical properties of Mg₂Si/Al composite. Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527, Iss. 9. – P. 2253–2257.

16. Прусов, Е. С. Взаимосвязь микроструктуры и механического поведения литых композиционных материалов с эндогенным интерметаллидным армированием / Е. С. Прусов, В. Б. Деев, Е. М. Лесив // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. – 2022. – Т. 12. – № 4. – С. 8–21.

17. Prusov, E., Deev V., Rakhuba E. Aluminum Matrix In-Situ Composites Reinforced with Mg₂Si and Al₃Ti. Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 11. – Part 1. – P. 386–391.

18. Liu, Z., Rakita M., Wang X., Xu W., Han Q. In situ formed Al₃Ti particles in Al alloy matrix and their effects on the microstructure and mechanical properties of 7075 alloy. Journal of Materials Research. – 2014. – Vol. 29, Iss. 12. – P. 1354–1361.

19. Chen, Q., Sundman B. Computation of partial equilibrium solidification with complete interstitial and negligible substitutional solute back diffusion. Materials Transactions. – 2002. – Vol. 43, Iss. 3. – P. 551–559.

20. Wang, L., Yang L., Zhang D., Xia M., Wang Y., Li J.G. The Role of Lattice Misfit on Heterogeneous Nucleation of Pure Aluminum. Metallurgical and Materials Transactions A. – 2016. – Vol. 47. – P. 5012–5022.

REFERENCES

1. Xiao, N., Tang J., Zhou S., Shi Y., Qian F., Qiu S., Chen Y., Zhao D., Yang K. Current research on the design, properties and applications of tribological materials: a review. RSC Advances. 2025. Vol. 15, Iss. 41. P. 34669–34717.

2. Takele, Y. F., Woldeyohannes A.D. Optimal material selection for high temperature tribological application: an integrated multi criteria decision study. Discover Materials. 2025. Vol. 5. Article No. 33.

3. Majumdar, S., Sinha A., Das A., Datta P., Nag D. An Insight View of Evolution of Advanced Aluminum Alloy for Aerospace and Automotive Industry: Current Status and Future Prospects. Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. 2026. Vol. 107. P. 271–288.

4. Cui, L., Liu K., Chen X.-G. Recent advances in cost-effective aluminum alloys with enhanced mechanical perfor-

mance for high-temperature applications: A review. Materials & Design. 2025. Vol. 253. Article No. 113869.

5. Vojtěch, D. Challenges for research and development of new aluminum alloys. Metalurgija. 2010. Vol. 49, No. 3. P. 335–340.

6. Panfilov, A. V. Sovremennoe sostoyanie i perspektivy razvitiya litykh diskretno-armirovannykh alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov. Liteyshchik Rossii. 2008. № 7. S. 23–28.

7. Hashim, J., Looney L., Hashmi M.S.J. Metal matrix composites: production by the stir casting method. Journal of Materials Processing Technology. 1999. Vol. 92–93. P. 1–7.

8. Veeresh Kumar G. B., Rao C. S. P., Selvaraj N. Mechanical and Tribological Behavior of Particulate Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites – a Review. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. 2011. Vol. 10. No. 1. P. 59–91.

9. Panfilov, A., Prusov E. Current state and trends of development of aluminum matrix composite alloys. Proceedings of the METAL 2013 – 22nd International Conference on Metallurgy and Materials. 2013. P. 1195–1199.

10. Prusov, E. S., Panfilov A.A., Kechin V.A. Rol' poroshkovykh prekursirov pri poluchenii kompozitsionnykh spлавov zhidkofaznymi metodami. Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya. 2016. № 2. S. 47–58.

11. Prusov, E. S., Panfilov A.A. Issledovanie svoystv litykh kompozitsionnykh spлавov na osnove alyuminiya, armirovannykh endogennymi i ekzogennymi fazami. Metally. 2011. № 4. S. 79–84.

12. Biswas, P., Mondal M. K., Roy H., Mandal D. Microstructural evolution and hardness property of in situ Al–Mg₂Si composites using one-step gravity casting method. Canadian Metallurgical Quarterly. 2017. Vol. 56. P. 340–348.

13. Seth, P. P., Parkash O., Kumar D. Structure and mechanical behavior of in situ developed Mg₂Si phase in magnesium and aluminum alloys – a review. RSC Advances. 2020. Vol. 10. P. 37327–37345.

14. Ozkan, T., Tutuk I., Acar S., Gecu R., Guler K.A. Microstructural, hardness, and wear properties of Mg₂Si-reinforced Al matrix in-situ composites produced by low superheat casting. Materials Today Communications. 2024. Vol. 38. Article No. 107937.

15. Qin, Q. D., Li W.X., Zhao K.W., Qiu S.L., Zhao Y.G. Effect of modification and aging treatment on mechanical properties of Mg₂Si/Al composite. Materials Science and Engineering: A. 2010. Vol. 527, Iss. 9. P. 2253–2257.

16. Prusov, E. S., Deev V.B., Lesiv E.M. Vzaimosvyaz' mikrostrukturny i mekhanicheskogo povedeniya litykh kompozitsionnykh materialov s endogennym intermetallidnym armirovaniem. Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii. 2022. T. 12. № 4. S. 8–21.

17. Prusov, E., Deev V., Rakhuba E. Aluminum Matrix In-Situ Composites Reinforced with Mg₂Si and Al₃Ti. Materials Today: Proceedings. 2019. Vol. 11. Part 1. P. 386–391.

18. Liu, Z., Rakita M., Wang X., Xu W., Han Q. In situ formed Al₃Ti particles in Al alloy matrix and their effects on the microstructure and mechanical properties of 7075 alloy. Journal of Materials Research. 2014. Vol. 29, Iss. 12. P. 1354–1361.

19. Chen, Q., Sundman B. Computation of partial equilibrium solidification with complete interstitial and negligible substitutional solute back diffusion. Materials Transactions. 2002. Vol. 43, Iss. 3. P. 551–559.

20. Wang, L., Yang L., Zhang D., Xia M., Wang Y., Li J.G. The Role of Lattice Misfit on Heterogeneous Nucleation of Pure Aluminum. Metallurgical and Materials Transactions A. 2016. Vol. 47. P. 5012–5022.

Статья поступила в редакцию 12.06.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 12.06.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-22-28

Научная статья

Original article

*Е. В. Агеева, Н. Н. Карпенко, А. Е. Андреева***ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ОБРАЗЦОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ
ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫХ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ****Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия**

✉ Екатерина Владимировна Агеева, ageeva-ev@yandex.ru

Аннотация. На основании проведенных исследований, направленных на исследование микротвердости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных титановых порошков, изготавливаемых путем переработки металлоотходов титанового сплава марки VT20, установлено, что аддитивный образец имеет практически беспористую микрокристаллическую структуру; среднее значение микротвердости составляет порядка 2,8 ГПа. Данные значения микротвердости достигается практически беспористой гомогенной микроструктурой.

Ключевые слова: электроэрозионный титановый порошок, селективное сплавление, аддитивный образец, микротвердость

Финансирование: работа выполнена в рамках Госзадания «Структурированные микро- и наноматериалы на металлической и керамической основе для биомедицины и промышленного материаловедения» (FENM-2025-0008). Регистрационный номер 1024031900124-7-1.3.2.

Для цитирования: Агеева Е. В., Карпенко Н. Н., Андреева А. Е. Исследование микротвердости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных титановых порошков. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 22–28. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-22-28.

Информация об авторах:

Екатерина Владимировна Агеева – профессор, д-р техн. наук, профессор кафедры технологии материалов и транспорта ЮЗГУ

<https://orcid.org/0000-0001-8457-6565>

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Наталья Николаевна Карпенко – канд. техн. наук, доцент кафедры электроэнергетики и электротехники ЮЗГУ

SPIN-код: 6649-8274

e-mail: mosssik@yandex.ru

Анна Евгеньевна Андреева – студент ЮЗГУ

<https://orcid.org/0009-0001-1809-037X>

ageevaanna2004@yandex.ru

Вклад авторов:

Е. В. Агеева – анализ данных, интерпретация результатов, написание статьи.

Н. Н. Карпенко – оформление материалов.

А. Е. Андреева – проведение экспериментов.

*E. V. Ageeva, N. N. Karpenko, A. E. Andreeva***INVESTIGATION OF MICROHARDNESS OF SAMPLES OBTAINED
BY SELECTIVE FUSION OF ELECTROEROSIVE TITANIUM POWDERS****Southwest State University, Kursk, Russia**

✉ Ekaterina V. Ageeva, ageeva-ev@yandex.ru

Abstract. Based on the conducted studies aimed at studying the microhardness of samples obtained by selective fusion of electroerosive titanium powders produced by processing metal waste of titanium alloy grade VT20, it was found that the additive sample has an almost non-porous microcrystalline structure; the average micro-hardness value is about 2.8 GPa. These microhardness values are achieved by practically nonporous homogeneous microstructures.

Keywords: electroerosive titanium powder, selective fusing, additive treatment, microhardness

Financing: work carried out within the framework of the State Task «Structured micro- and nanomaterials based on metal and ceramic for biomedicine and industrial Materials Science» (FENM-2025-0008). Registration number 1024031900124-7-1.3.2.

For citation: Ageeva E. V., Karpenko N. N., Andreeva A. E. Investigation of microhardness of Samples Obtained by Selective Fusion of Electroerosive Titanium powders. Izvestia VSTU. 2026; 7(314): 22–28. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-22-28.

Information about the authors:

Ekaterina V. Ageeva – Professor, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Materials Technology and Transport of Southwestern State University
<https://orcid.org/0000-0001-8457-6565>

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Natalia N. Karpenko – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Electric Power Engineering and Electrical Engineering of Southwestern State University
SPIN code: 6649-8274

e-mail: mosssik@yandex.ru

Anna E. Andreeva – student Southwestern State University

<https://orcid.org/0009-0001-1809-037X>

ageevaanna2004@yandex.ru

Contribution of the authors:

Ekaterina V. Ageeva – data analysis, results interpretation, article writing.

Natalia N. Karpenko – presentation of results.

Anna E. Andreeva – conducting experiments.

Введение

На современном этапе развития машиностроительного комплекса аддитивные технологии получения изделий из металлических материалов и сплавов рассматриваются как одно из приоритетных и интенсивно развивающихся научно-технических направлений [1]. Расширение областей их применения сопровождается ужесточением требований к исходным порошковым материалам и условиям эксплуатации аддитивного оборудования [2]. При этом производители установок аддитивного формования [3], как правило, регламентируют использование ограниченного перечня порошков, преимущественно поставляемых в составе фирменных технологических решений [4].

Сложившаяся практика существенно ограничивает возможности внедрения альтернативных порошковых материалов и обуславливает актуальность задачи организации производства металлических порошков требуемого химического состава и гранулометрических характеристик в условиях малосерийного выпуска [5]. Данная проблема приобретает особую значимость при разработке новых материалов и адаптации аддитивных технологий к специфическим эксплуатационным требованиям.

Одним из определяющих параметров порошков, предназначенных для аддитивного формования, является форма частиц. Сферическая геометрия частиц обеспечивает высокую текучесть порошкового слоя и стабильность его подачи в зону построения изделия, что непосредственно отражается на качестве формируемой структуры [6]. В промышленной практике получение сферических порошков преимущественно осуществляется методами атомизации, включая газовую, вакуумную и центробежную разновидности [7]. Вместе с тем, данные техно-

логии характеризуются рядом технологических и экономических ограничений, выражающихся в сложности получения порошков нестандартного химического состава, а также в низкой эффективности производства малых партий материала.

В результате на современном этапе развития аддитивного производства сохраняется научно-технологическая проблема, связанная с недостаточной проработанностью вопросов применения отечественных электроэрозионных порошков [8] в аддитивных технологиях [9]. В настоящее время одними из самых востребованных электроэрозионных порошков являются порошки на основе титана, содержащиеся в большом количестве в сплаве марки ВТ20 [10]. Данный сплав имеет относительно небольшую плотность (значительно легче железа), высокие показатели прочности, жаропрочности (вдвое прочнее железа) и антикоррозионные свойства, которые позволяют уменьшить массу изделий по сравнению со сталями и алюминиевыми сплавами [11].

Электроэрозионные титановые порошки получают путем разрушения кусков сплава в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами [12]. Электроэрозионный способ позволяет получить порошки без использования химических реагентов, что существенно влияет на себестоимость порошка и позволяет избежать загрязнения рабочей жидкости и окружающей среды химическими веществами [13].

Однако в современной научно-технической литературе отсутствуют полноценные сведения о свойствах аддитивных образцов, изготовленных селективным сплавлением титанового порошка, полученного электродиспергированием отходов сплава ВТ20, что затрудняет их практическое применение [14].

Рециклинг титанового сплава ВТ20 будет способствовать ресурсосбережению, импорто-

замещению и обеспечению технологического суверенитета РФ [15].

Целью настоящей работы являлось исследование микротвердости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных титановых порошков, изготавливаемых путем переработки металлоотходов сплава ВТ20.

Материалы и методы исследования

Для достижения поставленной цели использовались нижеприведенные материалы и методики.

Порошки получали из металлоотходов сплава марки ВТ20 (табл. 1) в изопропиловом спирте (ТУ 6-09-402-87 (пропанол-2)).

Таблица 1

Химический состав материала ВТ20, % масс.

Ti	Al	Zr	V	Mo	Fe
85,15-91,4	5,5-7	1,5-2,5	0,8-2,5	0,5-2	до 0,25
O	Si	C	N	H	Примесей
до 0,15	до 0,15	до 0,1	до 0,05	до 0,015	проч. 0,3

Для получения титановых порошков из металлоотходов сплава ВТ20 применялась оригинальная экспериментальная установка, защищенная патентом [16].

Формирование аддитивных образцов осуществлялось на оригинальной селективной установке сплавления, также защищенной патентом [17].

Исследование микроструктурных характеристик полученных аддитивных образцов проводилось с использованием оптического инвертированного микроскопа «OLYMPUS GX51» (Япония) [18].

Структурно-логическая схема методики исследования микроструктуры аддитивного образца представлена на рис. 1.

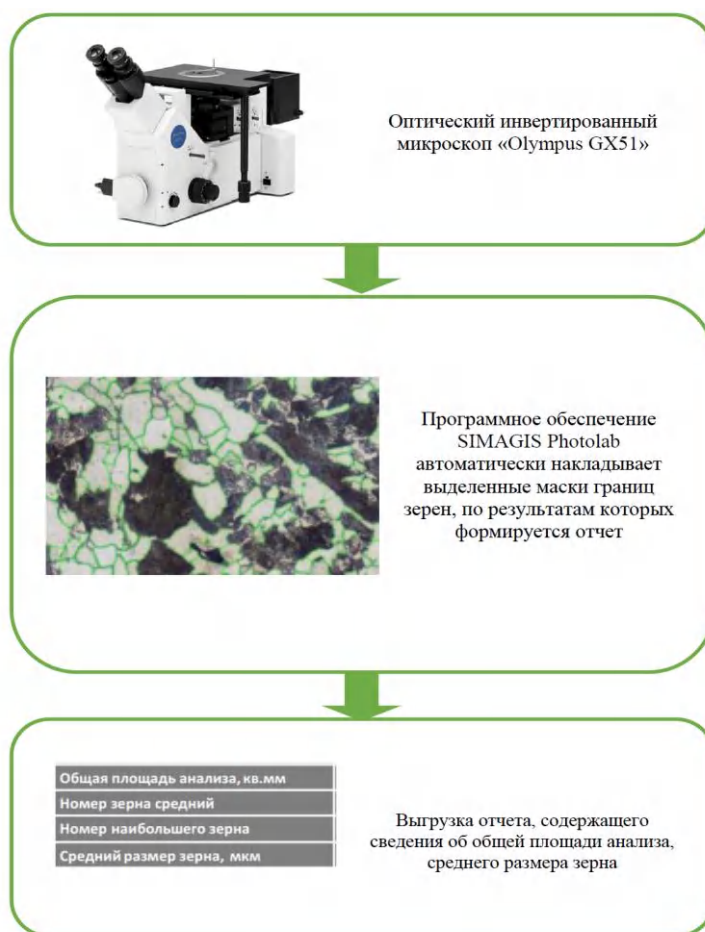


Рис. 1. Структурно-логическая схема методики исследования микроструктуры аддитивного образца

Оборудование для изучения микротвердости аддитивного образца – микротвердомер «Instron 402 MVD» (Великобритания). Испытания проводились при нагрузке на индентор 100 г по десяти отпечаткам со свободным выбором места укола в соответствии с ГОСТом 9450-76

(Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников). Время нагружения индентора составило 15 с [19].

Структурно-логическая схема методики исследования микротвердости аддитивного образца представлена на рис. 2 [20].



Рис. 2. Структурно-логическая схема методики исследования микротвердости аддитивного образца

Обсуждение полученных результатов

Для проведения микроструктурного анализа аддитивного образца требовалась предварительная подготовка металлографического шлифа. Процесс включал многоступенчатое шлифование, начиная с грубых абразивных бумаг (№ 60–70) и заканчивая тонкими (№ 220–240). Для равномерного снятия слоя и минимизации направленных рисков образец периодически поворачивали на 90°, а отработанные абразивные частицы удаляли промывкой водой. Завер-

шающая обработка поверхности выполнялась методом полирования на вращающемся круге с применением суспензий оксидов металлов (Fe_3O_4 , Cr_2O_3 , Al_2O_3). После достижения зеркального состояния поверхность шлифа промывали водой, затем спиртом и сушили фильтровальной бумагой. В результате такой подготовки образцы были свободны от следов механической обработки, выкрашивания или деформации структурных составляющих. На рис. 3 показана микроструктура аддитивного титанового образца с отпечатком индентора микротвердомера.

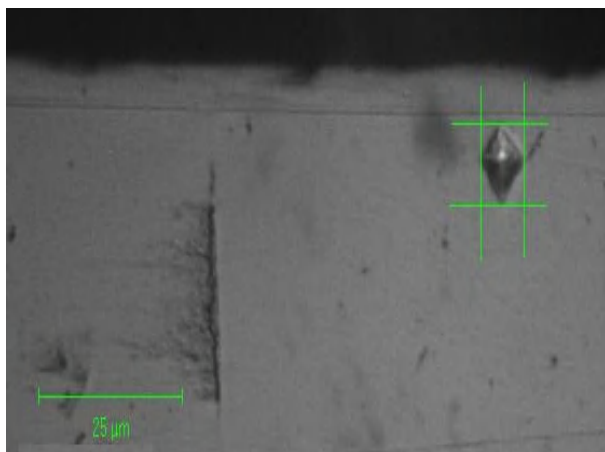


Рис. 3. Микроструктура аддитивного титанового образца с отпечатком индентора микротвердомера

Согласно данным, представленным на рис. 3, аддитивный образец демонстрирует практически беспористую и однородную структуру. Испытания на микротвердость поверхности образцов проводились в строгом соответствии с ГОСТ 9450-76 («Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников»). Для этого использовалась автоматическая система анализа микротвердости DM-8. Нагрузка на индентор составляла 200 г, время нагружения – 10 секунд. Измерения проводились по десяти произвольно выбранным точкам на поверхности образца. Результаты проведенных измерений обобщены в табл. 2.

Таблица 2

Количественные характеристики микротвердости аддитивного образца

Номер отпечатка индентора	Измеренное значение микротвердости, ГПа
1	2,7
2	2,9
3	2,6
4	3,0
5	2,5
6	3,1
7	2,6
8	3,0
9	2,7
10	2,9
Среднее значение	2,8

В ходе экспериментальных исследований было установлено, что среднее значение микротвердости образцов, синтезированных мето-

дом селективного сплавления с использованием титановых порошков, полученных электроэрозионной переработкой металлоотходов, достигает приблизительно 2,8 ГПа. Данный показатель микротвердости коррелирует с формированием практически беспористой и однородной микроструктуры материала.

Выводы

1. На основании проведенных исследований, направленных на исследование микротвердости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных титановых порошков, изготавливаемых путем переработки металлоотходов, установлено, что:

– аддитивный образец имеет практически беспористую однородную структуру;

– среднее значение микротвердости составляет порядка 2,8.

2. Проведенные исследования позволят подобрать для нового сплава, полученного селективным сплавлением электроэрозионных титановых порошков, наиболее рациональную область его практического применения.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Игисенов, Б. К. Аддитивные технологии в машиностроении / Б. К. Игисенов, В. Е. Касутин, К. В. Выблов // Вестник современных исследований. – 2017. – № 11–1(14). – С. 202–206. – EDN YLRVHP.
2. Саубанов, М. Н. Разработка и внедрение технологий изготовления порошков из титановых сплавов и деталей из них по аддитивным технологиям / М. Н. Саубанов, А. А. Смагин // Титан. – 2024. – № 1(81). – С. 27–32. – EDN QFFQTJ.
3. Быков, В. В. Направления использования аддитивных технологий при ремонте лесопромышленных и сельскохозяйственных машин / В. В. Быков, М. И. Голубев, И. Г. Голубев // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2019. – № 3. – С. 26–30. – DOI 10.31044/1684-2561-2019-03-26-30. – EDN ZALMER.
4. Ермаков, С. Б. Получение порошков для аддитивных машин методом плазменного распыления / С. Б. Ермаков, Е. Л. Гюлиханов // Научные технологии в машиностроении. – 2021. – № 6(120). – С. 29–41. – DOI 10.30987/2223-4608-2021-6-29-41. – EDN UQAVEI.
5. Морфология порошка высоколегированной жаропрочной стали для машин аддитивного производства из стружки / Н. Г. Разумов, А. А. Попович, А. В. Григорьев [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – № 11(761). – С. 23–28. – EDN VOGRGТ.
6. Ageev, E. V. Phase Composition of Titanium Powders Obtained for Additive Machines by Electrodispersion of OT4 Alloy Waste in Alcohol / E. V. Ageev, A. E. Ageeva // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2024. – Vol. 53, No. 4. – P. 379–385. – DOI 10.1134/S1052618824700213. – EDN NQWOWQ.
7. Ageev, E. B. Технология переработки алюминиевых деталей автомобилей до микро и нанодисперсий / Е. В. Агеев, Е. П. Новиков, А. Ю. Алтухов // Альтернативные ис-

точники энергии в транспортно-технологическом комплексе: проблемы и перспективы рационального использования. – 2015. – Т. 2, № 1(2). – С. 328-332. – DOI 10.12737/14066. – EDN UQGRVT.

8. Manufacture of Cobalt–Chromium Powders by the Electric Discharge Dispersion of Wastes and Their Investigation / R. A. Latypov, E. V. Ageev, A. Y. Altukhov, E. V. Ageeva // Russian Metallurgy (Metally). – 2018. – Vol. 2018, No. 12. – P. 1177–1180. – DOI 10.1134/S0036029518120108. – EDN MWHYYK.

9. Ageev, E. B. Размерные характеристики титановых порошков, полученных для аддитивных машин электродиспергированием отходов сплава ОТ4 в спирте / E. B. Ageev, A. E. Ageeva // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2024. – № 1. – С. 20–25. – DOI 10.52261/02346206_2024_1_20. – EDN DDZOTL.

10. Ageev, E. V. Additive Products from Electroerosion of Cobalt-Chromium Powder / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. Y. Altukhov // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65, No. 9–10. – P. 1157–1162. – DOI 10.1007/s11015-022-01259-5. – EDN RTAFES.

11. Ageev, E. V. Structure and properties of iron-chromium-nickel powders obtained via electrodispersing of metal wastes of the alloy Kh25N20 in alcohol / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. Yu. Altukhov // CIS Iron and Steel Review. – 2025. – Vol. 30. – P. 66–71. – DOI 10.17580/cisir.2025.02.11. – EDN IRNPUH.

12. Ageev, E. B. Гранулометрический и фазовый составы порошка, полученного из вольфрамосодержащих отходов инструментальных материалов электроэрозионным диспергированием в керосине / E. B. Ageev, E. B. Ageeva, E. A. Воробьев // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 4(112). – С. 11–14. – EDN SAMGBH.

13. Ageev, E. V. Microstructure and Elemental Composition of Titanium Powders for Additive Machines Obtained by Electrodispersion of OT4 Alloy Metal Waste in Water / E. V. Ageev, A. E. Ageeva // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2024. – Vol. 53, No. S2. – P. S150–S155. – DOI 10.1134/S1052618824701450. – EDN CNNLDQ.

14. Определение основных закономерностей процесса получения порошков методом электроэрозионного диспергирования / E. B. Ageev, E. B. Ageeva, A. C. Чернов [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2013. – № 1(46). – С. 085–090. – EDN PGMCAA.

15. Ageev, E. V. Structure and properties of iron-chromium-nickel powders obtained via electrodispersing of metal wastes of the alloy Kh25N20 in distilled water / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. Yu. Altukhov // CIS Iron and Steel Review. – 2025. – Vol. 29. – P. 77–81. – DOI 10.17580/cisir.2025.01.14. – EDN RAQVAE.

16. Ageev, E. B. Фазовый состав титановых порошков, полученных для аддитивных машин электродиспергированием отходов сплава ОТ4 в спирте / E. B. Ageev, A. E. Ageeva // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2024. – № 4. – С. 90–96. – DOI 10.31857/S0235711924040129. – EDN OYGBGW.

17. Аддитивные изделия из электроэрозионных кобальтохромовых порошков / Р. А. Латыпов, Е. В. Ageev, А. Ю. Алтухов, Е. В. Ageeva // Цветные металлы. – 2022. – № 4. – С. 40–45. – DOI 10.17580/tsm.2022.04.05. – EDN JKSCRU.

18. Ageev, E. B. Оценка износостойкости упрочненных аддитивных изделий из электроэрозионного кобальтохромового порошка / Е. В. Ageev, Е. В. Ageeva, А. Ю. Алтухов // Вестник машиностроения. – 2021. – № 5. – С. 73–75. – DOI 10.36652/0042-4633-2021-5-73-75. – EDN SKLMQO.

19. Ageev, E. B. Оценка износостойкости образцов сплава ВТ20, подвергнутых ионному азотированию / Е. В. Ageev, А. Ю. Алтухов, А. Е. Андреева // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2025. – № 3. – С. 11–16. – DOI 10.52261/02346206_2025_3_11. – EDN HDMPPYS.

20. Ageev, E. B. Оценка износостойкости образцов, спеченных из электроэрозионных высокохромистых порошков, полученных в керосине / Е. В. Ageev, Е. В. Ageeva, А. А. Сысоев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2021. – № 7(793). – С. 53–57. – EDN ASRNYR.

REFERENCES

1. Igisenov, B. K. Additive technologies in mechanical engineering / B. K. Igisenov, V. E. Kasutin, K. V. Vybllov // Bulletin of Modern Research. – 2017. – № 11-1(14). – Pp. 202-206. – EDN YLRVHP.

2. Saubanov, M. N. Development and implementation of technology for manufacturing powders from titanium alloys and parts from them using additive technologies / M. N. Saubanov, A. A. Smagin // Titanium. – 2024. – № 1(81). – Pp. 27-32. – EDN QFFQTJ.

3. Bykov, V. V. Directions of using additive technologies in the repair of timber industry and forestry machinery / V. V. Bykov, M. I. Golubev, I. G. Golubev // Repair. Recovery. Modernization. – 2019. – No. 3. – pp. 26-30. – DOI 10.31044/1684-2561-2019-0-3-26-30. – EDN ZALMEP.

4. Ermakov, S. B. Obtaining powders for additive machines by plasma spraying / S. B. Ermakov, E. L. Gulikhandanov // High-tech technologies in mechanical engineering. – 2021. – № 6(120). – Pp. 29-41. – DOI 10.30987/2223-4608-2021-6-29-41. – EDN UQAVEI.

5. Morphology of high-alloy heat-resistant steel powder for additive chip production machines / N. G. Razumov, A. A. Popovich, A. V. Grigoriev [et al.] // Metallurgy and heat treatment of metals. – 2018. – № 11(761). – Pp. 23-28. – EDN VOGRTG.

6. Ageev, E. V. Phase Composition of Titanium Powders Obtained for Additive Machines by Electrodispersion of OT4 Alloy Waste in Alcohol / E. V. Ageev, A. E. Ageeva // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2024. – Vol. 53, No. 4. – P. 379-385. – DOI 10.1134/S1052618824700213. – EDN NQWOWQ.

7. Ageev, E. V. Technology of processing aluminum car parts to micro and nanofractions / E. V. Ageev, E. P. Novikov, A. Yu. Altukhov // Alternative energy sources in the transport and technological complex: problems and prospects of rational use. – 2015. – Vol. 2, No. 1(2). – pp. 328-332. – DOI 10.12737/14066. – EDN UQGRVT.

8. Manufacture of Cobalt–Chromium Powders by the Electric Discharge Dispersion of Wastes and Their Investigation / R. A. Latypov, E. V. Ageev, A. Y. Altukhov, E. V. Ageeva // Russian Metallurgy (Metally). – 2018. – Vol. 2018, No. 12. – P. 1177-1180. – DOI 10.1134/S0036029518120108. – EDN MWHYYK.

9. Ageev, E. V. Dimensional characteristics of titanium powders obtained for additive machines by electrodispersing OT4 alloy waste in alcohol / E. V. Ageev, A. E. Ageeva // Problems of mechanical engineering and automation. – 2024. – No. 1. – pp. 20-25. – DOI 10.52261/02346206_2024_1_20. – EDN DDZOTL.

10. Ageev, E. V. Additive Products from Electroerosion of Cobalt-Chromium Powder / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. Y. Altukhov // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65, No. 9-10. – P. 1157-1162. – DOI 10.1007/s11015-022-01259-5. – EDN RTAFES.

11. Ageev, E. V. Structure and properties of iron-chromium-nickel powders obtained via electrodispersing of metal wastes of the alloy Kh25N20 in alcohol / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. Yu. Altukhov // CIS Iron and Steel Review. – 2025. – Vol. 30. – P. 66-71. – DOI 10.17580/cisir.2025.02.11. – EDN IRNPUH.
12. Ageev, E. V. Granulometric and phase compositions of powder obtained from tungsten-containing waste of tool materials by electroerosion dispersion in kerosene / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, E. A. Vorobyev // Hardening technologies and coatings. – 2014. – № 4(112). – Pp. 11-14. – EDN SAMGBH.
13. Ageev, E. V. Microstructure and Elemental Composition of Titanium Powders for Additive Machines Obtained by Electrodispersion of OT4 Alloy Metal Waste in Water / E. V. Ageev, A. E. Ageeva // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2024. – Vol. 53, No. S2. – P. S150-S155. – DOI 10.1134/S1052618824701450. – EDN CNLNDQ.
14. Determination of the main patterns of the powder production process by electroerosion dispersion / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. S. Chernov [et al.] // Proceedings of the Southwestern State University. – 2013. – № 1(46). – Pp. 085-090. – EDN PGMCAA.
15. Ageev, E. V. Structure and properties of iron-chromium-nickel powders obtained via electrodispersing of metal wastes of the alloy Kh25N20 in distilled water / E. V. Ageev, E. V. Ageeva, A. Yu. Altukhov // CIS Iron and Steel Review. – 2025. – Vol. 29. – P. 77-81. – DOI 10.17580/cisir.2025.01.14. – EDN RAQVAE.
16. Ageev, E. V. Phase composition of titanium powders obtained for additive machines by electrodispersing OT4 alloy waste in alcohol / E. V. Ageev, A. E. Ageeva // Problems of mechanical engineering and machine reliability. – 2024. – No. 4. – pp. 90-96. – DOI 10.31857/S0235711924040129. – EDN OYGBGW.
17. Additive products made of electroerosive cobalt-chromium powders / R. A. Latypov, E. V. Ageev, A. Yu. Altukhov, E. V. Ageeva // Non-ferrous metals. – 2022. – No. 4. – pp. 40-45. – DOI 10.17580/tsm.2022.04.05. – EDN JKSCRU.
18. Ageev, E. V., Ageeva E. V., Altukhov A. Yu. Assessment of wear resistance of hardened additive products made of electroerosive cobalt chromium powder // Bulletin of Mechanical Engineering. – 2021. – No. 5. – pp. 73-75. – DOI 10.36652/0042-4633-2021-5-73-75. – EDN SKLMQO.
19. Ageev, E. V. Assessment of wear resistance of VT20 alloy samples subjected to ion nitriding / E. V. Ageev, A. Yu. Altukhov, A. E. Andreeva // Problems of mechanical engineering and automation. – 2025. – No. 3. – pp. 11-16. – DOI 10.52261/02346206_2025_3_11. – EDN HDMPYS.
20. Ageev E. V., Ageeva E. V., Sysyov A. A. Evaluation of wear resistance of samples sintered from electroerosive high-chromium powders obtained in kerosene // Metallurgy and heat treatment of metals. – 2021. – № 7(793). – Pp. 53-57. – EDN ASRNYR.

Статья поступила в редакцию 23.04.2026, доработана 08.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 23.04.2026, revised 08.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-07-314-28-35

Научная статья

Original article

А. Е. Андреева¹, А. И. Боровлев², Е. В. Агеева¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩЕГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ

¹Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия

²Курский государственный аграрный университет имени И. И. Иванова, Курск, Россия

✉ Екатерина Владимировна Агеева, ageeva-ev@yandex.ru

Аннотация. Представлены результаты комплексного исследования трибологических характеристик и износостойкости вольфрамсодержащего упрочняющего покрытия, нанесенного на стальную подложку. Методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного анализа и рентгеновской дифракции установлено, что покрытие содержит фазы вольфрама, кобальта и оксида железа, образующих композиционную структуру на железной подложке. Микротвердость покрытого образца достигла 9,12 ГПа, что в 3 раза превышает твердость непокрытой подложки (3,01 ГПа). Трибологические испытания по схеме «шарик-диск» показали снижение среднего коэффициента трения с 0,585 до 0,533 и уменьшение фактора износа с 374,8 до 135,7 мм³·Н⁻¹·м⁻¹ (в пересчете на 10⁻⁶) по сравнению с непокрытой подложкой. Критическая нагрузка разрушения покрытия при скретч-тестировании составила 54,01 Н при когезионном механизме разрушения.

Ключевые слова: стальная подложка, вольфрамсодержащее покрытие, коэффициент трения, микротвердость, адгезионная прочность, скретч-тестирование

Финансирование: работа выполнена в рамках госзадания «Структурированные микро- и наноматериалы на металлической и керамической основе для биомедицины и промышленного материаловедения» (FENM-2025-0008). Регистрационный номер 1024031900124-7-1.3.2.

Для цитирования: Андреева А. Е., Боровлев А. И., Агеева Е. В. Исследование трибологических характеристик и износостойкости вольфрамсодержащего покрытия на стальной подложке. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 28–35. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-28-35.

Информация об авторах:

Анна Евгеньевна Андреева – студент ЮЗГУ

<https://orcid.org/0009-0001-1809-037X>

ageevaanna2004@yandex.ru

Александр Иванович Боровлев – аспирант Курский ГАУ

SPIN-код: 6696-8745

e-mail: borovlev.46@mail.ru

Екатерина Владимировна Агеева – профессор, д-р техн. наук, профессор кафедры технологии материалов и транспорта ЮЗГУ

<https://orcid.org/0000-0001-8457-6565>

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Вклад авторов:

А. Е. Андреева – проведение экспериментов.

А. И. Боровлев – оформление материалов.

Е. В. Агеева – анализ данных, интерпретация результатов, написание статьи.

A. E. Andreeva¹, A. I. Borovlev², E. V. Ageeva¹

INVESTIGATION OF TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS AND THE WEAR RESISTANCE OF THE TUNGSTEN-CONTAINING COATING ON A STEEL SUBSTRATE

¹ Southwest State University, Kursk, Russia

² Kursk State Agrarian University named after I. I. Ivanov, Kursk, Russia

✉ Ekaterina V. Ageeva, ageeva-ev@yandex.ru

Abstract. The results of a comprehensive study of the tribological characteristics and wear resistance of a tungsten-containing reinforcing coating applied to a steel substrate are presented. Scanning electron microscopy, energy dispersion analysis, and X-ray diffraction revealed that the coating contains phases of tungsten, cobalt, and iron oxide forming a composite structure on an iron substrate. The microhardness of the coated sample reached 9.12 GPa, which is 3 times higher than the hardness of the uncoated substrate (3.01 GPa). Tribological tests using the ball-disc scheme showed a decrease in the average coefficient of friction from 0.585 to 0.533 and a decrease in the wear factor from 374.8 to 135.7 mm³·N⁻¹·m⁻¹ (in terms of 10⁻¹) compared with an uncoated substrate. The critical load of coating failure during scratch testing was 54.01 N with a cohesive fracture mechanism.

Keywords: steel substrate, tungsten-containing coating, coefficient of friction, micro-hardness, adhesive strength, scratch testing

Financing: work carried out within the framework of the State Task "Structured micro- and nanomaterials based on metal and ceramic for biomedicine and industrial Materials Science" (FENM-2025-0008). Registration number 1024031900124-7-1.3.2.

For citation: Andreeva A. E., Borovlev A. I., Ageeva E. V. Investigation of tribological characteristics and the Wear resistance of the tungsten-containing coating on a steel substrate. *Izvestia VSTU*. 2026; 7(314): 28–35. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-28-35.

Information about the authors:

Anna E. Andreeva – student Southwestern State University

<https://orcid.org/0009-0001-1809-037X>

ageevaanna2004@yandex.ru

Alexander I. Borovlev – postgraduate student at Kursk State Agrarian University

SPIN code: 6696-8745

e-mail: borovlev.46@mail.ru

Ekaterina V. Ageeva – Professor, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Materials Technology and Transport of Southwestern State University

<https://orcid.org/0000-0001-8457-6565>

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Contribution of the authors:

Anna E. Andreeva – conducting experiments.

Alexander I. Borovlev – presentation of results.

Ekaterina V. Ageeva – data analysis, results interpretation, article writing.

Введение

На современном этапе развития машиностроения одной из приоритетных задач является повышение износостойкости деталей, рабо-

тающих в условиях интенсивного трения, повышенных нагрузок и агрессивных сред [1–3]. Процессы изнашивания сопровождают функционирование большинства узлов и механиз-

мов, приводя к снижению точности, потере работоспособности и преждевременному выходу оборудования из строя [4–6]. Согласно оценкам специалистов, до 80 % отказов машин и механизмов связано с износом контактирующих поверхностей, что обуславливает высокую актуальность трибологических исследований [7–9].

Среди различных направлений повышения износостойкости особое место занимает нанесение защитных покрытий, обладающих высокой твердостью, низким коэффициентом трения и хорошей адгезией к подложке [10]. Вольфрам и его соединения широко используются в качестве компонентов износостойких покрытий благодаря уникальному сочетанию физико-механических свойств: высокой температуре плавления, значительной твердости и химической инертности [11].

Наряду с вольфрамом, кобальт является важным компонентом износостойких композиционных материалов, обеспечивая повышенную пластичность и ударную вязкость покрытия при сохранении высокой твердости [12].

Комбинированное использование вольфрама и кобальта в составе покрытий позволяет достичь оптимального баланса между твердостью и вязкостью, что существенно повышает их сопротивление усталостному и ударному изнашиванию [13–15]. Однако вопросы влияния фазового состава и структуры на трибологическое поведение требуют дополнительного изучения.

Таким образом, разработка и исследование новых вольфрамсодержащих покрытий, а также изучение взаимосвязи структуры, механических свойств и трибологических характеристик представляется актуальной научной задачей, имеющей важное практическое значение [9].

Целью настоящей работы являлось комплексное исследование трибологических характеристик, износостойкости и адгезионной прочности вольфрамсодержащего покрытия, нанесенного на стальную подложку, а также установление взаимосвязи между структурно-фазовыми особенностями, микротвердостью и поведением материала в условиях контактного трения.

Материалы и методы исследования

В качестве объекта исследования использовались два образца: образец № 1 – стальная подложка без покрытия (сталь 65Г); образец № 2 – стальная подложка из такого же материала с нанесенным вольфрамсодержащим упрочняющим покрытием методом электроискрового легирования. В качестве электродного ма-

териала использовался твердый сплав Т14К8 (ГОСТ 3882-74). Образцы имели размеры 40 мм в диаметре и 5 мм в высоту.

Микроструктуру поверхности и поперечных шлифов исследовали методом растровой электронной микроскопии с использованием сканирующего электронного микроскопа WIN SEM A8000 с разрешением до 0,9 нм при ускоряющем напряжении 30 кВ.

Элементный состав определяли энергодисперсионным рентгеноспектральным микроанализом (РСМА), встроенным в растровый электронный микроскоп.

Фазовый состав исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Rigaku Ultima IV в излучении Cu-K α ($\lambda = 0,154178$ нм) в интервале углов 5–100° 2 Θ .

Микротвердость измеряли на автоматизированном микротвердомере AFFRI DM-8 по методу Виккерса при нагрузке 100 г по десяти отпечаткам (ГОСТ 9450-76).

Трибологические испытания проводили на трибометре CSM Instruments по схеме «шарик-диск» (ASTM G99-95, DIN 50324). Контртело – шарик Al₂O₃ Ø 6 мм. Нагрузка 5 Н, скорость 10 см/с, путь 300 м.

Адгезионную прочность оценивали методом скретч-тестирования на приборе Revetest CSM Instruments. Индентор – алмазный сферический типа «Роквелл С», $r = 200$ мкм. Нагрузка 0,9–90 Н, длина царапины 10 мм.

Результаты и обсуждение

Методом растровой электронной микроскопии установлено существенное различие в морфологии поверхности. Образец № 1 характеризуется относительно гладкой поверхностью. Образец № 2 демонстрирует более сложное рельефное строение.

Количественный энергодисперсионный анализ выявил в составе (ат. %): Fe – 67,8 %, O – 14,2 %, W – 9,9 %, Co – 5,6 %, Ti – 1,6 %, Mn – 1,0 %. Наличие W и Co свидетельствует о формировании износостойкого композиционного слоя. Анализ поперечного шлифа позволил оценить толщину покрытия в 20–25 мкм с плотным контактом с подложкой. Результаты РДА показали, что образец № 1 имеет однофазную кубическую структуру α -Fe (Fm-3m, $a = 2,8696$ Å). Дифракционная картина образца № 2 свидетельствует о многофазном составе. Дифракционная картина, позволяющая сопоставить экспериментальные пики с эталонными фазами α -Fe, W и Fe_{0,925}O, представлена на рис. 1.

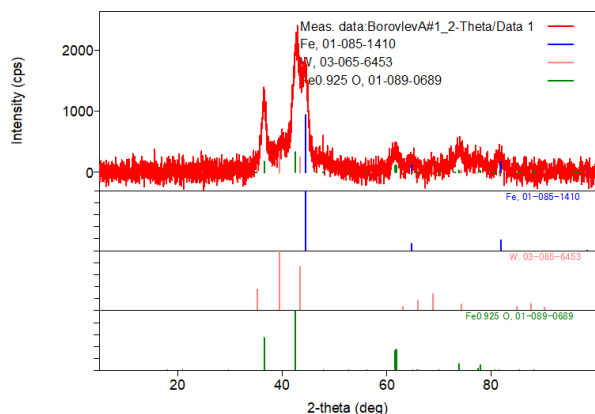


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма образца № 2

Обнаружены линии, соответствующие металлическому W (Pm-3n, $a = 2,8696 \text{ \AA}$) и $\text{Fe}_{0,925}\text{O}$ (R-3, $a = 6,0003$; $c = 14,7664 \text{ \AA}$). Увеличение параметра решетки $\alpha\text{-Fe}$ ($2,8798$ против $2,8696 \text{ \AA}$) указывает на диффузионное взаимодействие.

Сопоставление выявленных фаз и параметров кристаллических решеток для исследуемых образцов обобщено в табл. 1.

Таблица 1

Фазовый состав и параметры кристаллических решеток образцов

Образец	Фаза	Тип решетки	Период, $\text{\AA}$
№ 1	Fe	Куб. Fm-3m	$a = 2,8696$
№ 2	Fe (подложка)	Куб. Fm-3m	$a = 2,8798$
№ 2	W	Куб. Pm-3n	$a = 2,8696$
№ 2	$\text{Fe}_{0,925}\text{O}$	Гекс. R-3	$a = 6,0003$; $c = 14,7664$

Среднее значение микротвердости образца № 1 составило $307,3 \text{ HV}_{0,01}$ ($3,011 \text{ ГПа}$), что соответствует твердости конструкционной стали.

Для образца № 2 средняя микротвердость достигла $936,5 \text{ HV}_{0,01}$ ($9,118 \text{ ГПа}$), что более чем в 3 раза превышает твердость подложки.

Детальные значения отдельных измерений и средние показатели представлены в табл. 2.

Результаты трибологических испытаний приведены в табл. 3.

Для образца № 1 наблюдался монотонный рост коэффициента трения от $0,168$ до $0,697$ со средним $0,585$.

Для образца № 2 коэффициент изменялся в более узком диапазоне ($0,192$ – $0,623$) со средним $0,533$.

Динамика изменения коэффициента трения для покрытого образца приведена на рис. 2, а для непокрытой стальной подложки — на рис. 3.

Таблица 2

Результаты измерений микротвердости образцов

	Образец № 1	Образец № 2
1	349	756
2	346	877
3	269	824
4	253	804
5	344	1107
6	284	1157
7	336	918
8	328	1004
9	262	798
10	302	1120
Среднее значение (единицы измерения) $\text{HV}_{0,01}$	307,3	936,5
МПа	3011,54	9177,70
ГПа	3,011	9,118

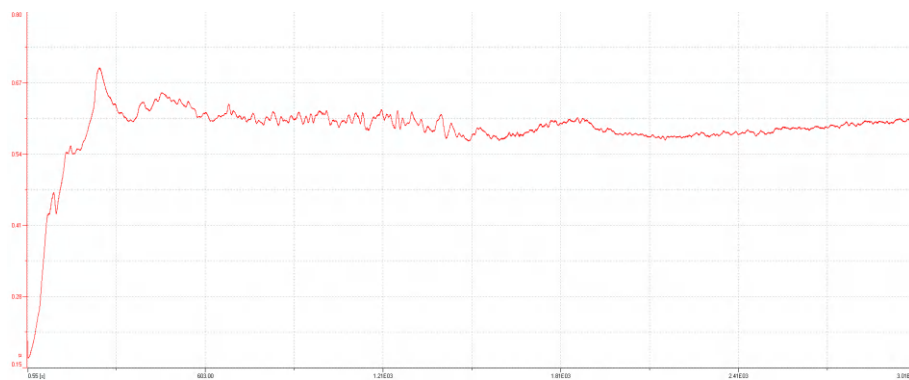


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения от времени для образца № 2

После периода притирки коэффициент стабилизируется на уровне 0,53.

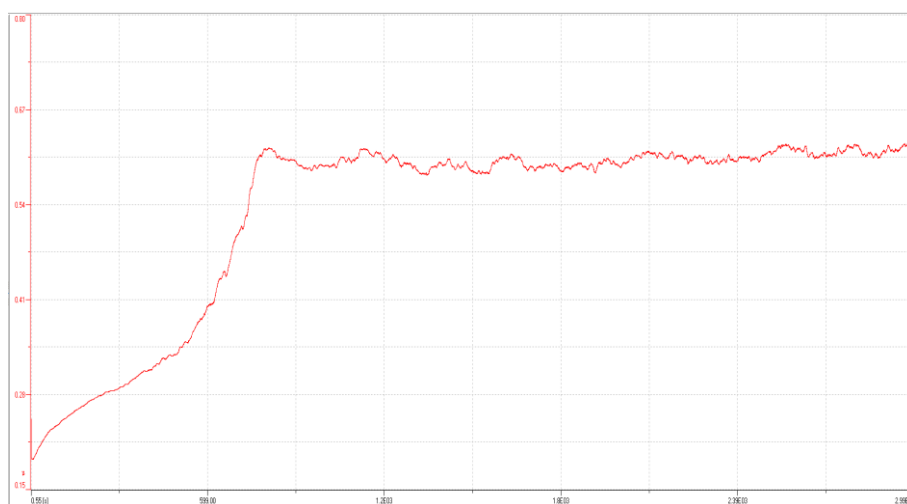


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения от времени для образца № 1

Далее наблюдается монотонный рост коэффициента трения от 0,168 до 0,697.

Анализ факторов износа показал значительное преимущество покрытого образца: фактор износа составил $135,7 \times 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, что в 2,8 раза ниже, чем у непокрытой подложки ($374,8 \times 10^{-6}$).

Снижение объясняется высокой твердостью покрытия.

Характерные повреждения поверхности непокрытого образца после испытаний отражены на рис. 4; для сопоставления состояние дорожки износа на образце с вольфрамосодержащим покрытием показано на рис. 5.

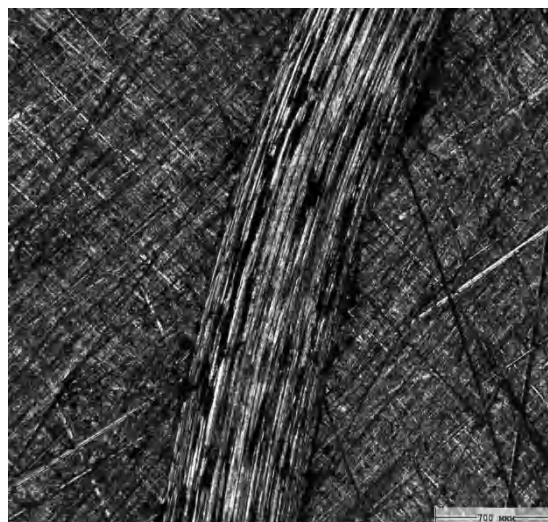


Рис. 4. Оптическая микрофотография дорожки износа на образце



Рис. 5. Микрофотография дорожки износа на образце № 2

Для количественной оценки геометрии изношенной дорожки был построен профиль ее поперечного сечения, представленный на рис. 6.

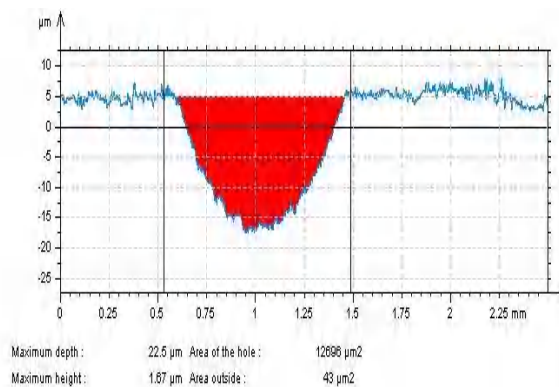


Рис. 6. Профиль сечения дорожки износа, полученный методом профилометрии

Важно отметить, что фактор износа контртела (Al_2O_3) также выше при трении против покрытого образца ($4,209 \times 10^{-6}$ против $2,315 \times 10^{-6}$), что указывает на более высокую абразивную активность.

Обобщенные данные типологических характеристик исследуемых образцов приведены в табл. 3.

Таблица 3

Трибологические характеристики образцов

Параметр	Образец № 1	Образец № 2	Примечания
Шероховатость R_a , мкм	0,68 / 0,631*	4,05	*/после
μ min	0,168	0,192	Min
μ max	0,697	0,623	Max
μ средний	0,585	0,533	Средний
Твердость HV, ГПа	3,011	9,118	По Виккерсу
Фактор износа шарика, $\times 10^{-6}$	2,315	4,209	Al_2O_3
Фактор износа, $\times 10^{-6}$	374,8	135,7	Снижение в 2,8 раза

Изменение коэффициента трения и акустической эмиссии при росте нагрузки в процессе скретч-тестирования приведено на рис. 7.

Результаты скретч-тестирования показали, что критическая нагрузка разрушения L_c составляет 54,01 Н. Разрушение происходит по когезионному механизму, что указывает на высокую адгезию.

Микроструктурные особенности края царапины, подтверждающие преимущественно когезионный характер повреждения, показаны на рис. 8.

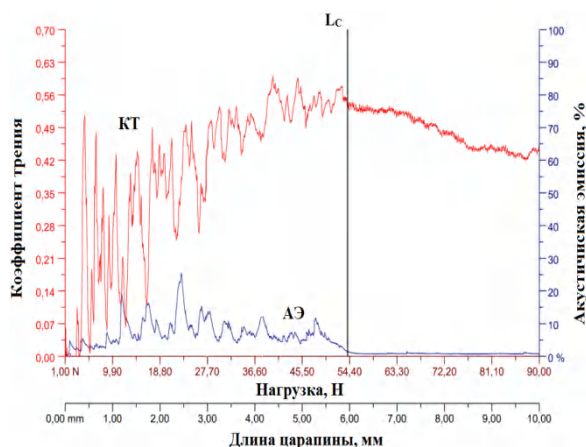


Рис. 7. Результаты скретч-тестирования: зависимость коэффициента трения и акустической эмиссии от нагрузки

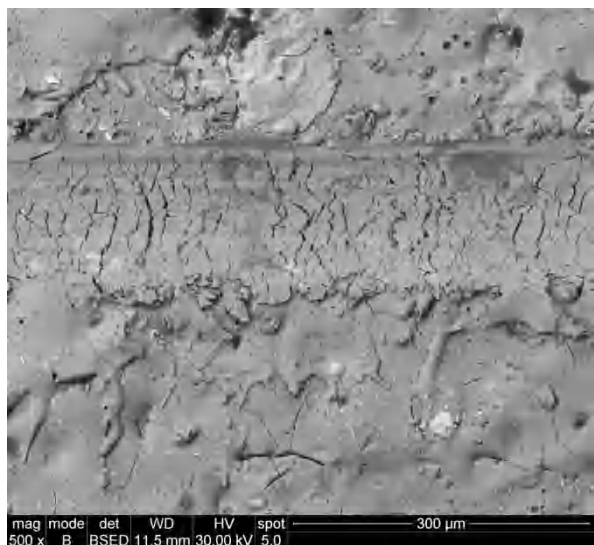


Рис. 8. Микрофотография края царапины после скретч-теста

Когезионный характер разрушения является важным практическим результатом, поскольку отслаивание в условиях эксплуатации приводит к более выраженному износу, в то время как когезионное разрушение обеспечивает постепенный износ.

Выводы

1. Методами РЭМ и РСМА установлено, что вольфрамсодержащее покрытие имеет композиционную структуру (Fe 67,8%, W 9,9%, Co 5,6%, Ti 1,6%, Mn 1,0%, O 14,2% ат.%) и толщину 20–25 мкм.
2. Рентгеноструктурный анализ показал многофазный состав: α -Fe, W и $\text{Fe}_{0,925}\text{O}$.
3. Микротвердость покрытого образца (9,118 ГПа) в 3 раза превышает твердость подложки (3,011 ГПа).
4. Было выявлено снижение коэффициента трения с 0,585 до 0,533 и уменьшение фактора износа в 2,8 раза.
5. Скретч-тестирование показало критическую нагрузку 54,01 Н при когезионном механизме разрушения.
6. Полученные результаты подтверждают перспективность применения покрытия для повышения износостойкости.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Даманский Р. В. Исследование особенностей износа режущей кромки стрелчатых лап культиваторов из сталей 65Г и 20 при испытаниях в почвенном канале / Р. В. Даманский // Вестник Алтайского государственного аграрного университета. – 2024. – № 4(234). – С. 85–92. – DOI 10.53083/1996-4277-2024-234-4-85-92. – EDN IFFERW.

2. Малахов, И. С. Исследование влияния двухосного механического нагружения на магнитные характеристики и гармонический спектр пружинной стали 65Г / И. С. Малахов, Р. А. Соколов, К. Р. Муратов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2025. – Т. 91, № 5. – С. 31–37. – DOI 10.26896/1028-6861-2025-91-5-31-37. – EDN SOFMNM.

3. Ерохин, М. Н. Износостойкость низколегированных сталей в абразивной среде / М. Н. Ерохин, С. М. Гайдар, Д. М. Скороходов // Агроинженерия. – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 72–78. – DOI 10.26897/2687-1149-2023-3-72-78. – EDN QVBHFB.

4. Кравченко, И. Н. Оценка физико-механических свойств зон наплавки стали Л53 и термоупрочненной стали 65Г / И. Н. Кравченко, С. А. Феськов, А. А. Гуцан // Metallurg. – 2025. – № 9. – С. 17–20. – DOI 10.52351/00260827_2025_9_17. – EDN CCRYOV.

5. Паршикова, Л. А. Механические свойства области армирования горячедеформированной стали Л53 и термоупрочненной стали 65Г / Л. А. Паршикова, Н. А. Якушенко, В. И. Лавров // Бюллетень научных работ Брянского филиала МИИТ. – 2013. – № 1(3). – С. 29–32. – EDN RABJQV.

6. Структура и вязкость разрушения стали 65Г для почвообрабатывающего инструмента после плазменного упрочнения / С. С. Самотугин, А. Г. Казак, Н. М. Реуцкий, М. А. Шекшеев // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2024. – Т. 20, № 6(234). – С. 267–272. – DOI 10.36652/1813-1336-2024-20-6-267-272. – EDN MYCIKO.

7. Давыдов, Д. А. Увеличение поверхностной твердости металла воздействием электроискрового легирования / Д. А. Давыдов, Д. В. Бунтаков // Вопросы электротехнологии. – 2024. – № 1(42). – С. 24–28. – EDN MKERJE.

8. Электродные материалы при ЭИЛ: влияние на эрозию и свойства легированного слоя и критерии оценки эффективности / А. Д. Верхотуров, В. И. Иванов, Л. Ф. Прядко, Л. А. Коневцов // Технический сервис машин. – 2018. – Т. 131. – С. 209–222. – EDN XZIXHF.

9. Исследование состава, структуры и свойств электроискровых покрытий на образцах сплава ВТ20 / Е. В. Агеев, А. Ю. Алтухов, А. С. Переверзев, А. Е. Агеева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2024. – Т. 20, № 10(238). – С. 441–446. – DOI 10.36652/1813-1336-2024-20-10-441-446.

10. Сергеев, В. С. Влияние твердосплавной инструментальной основы ВК10 и Т14К8 на свойства упрочняющего покрытия / В. С. Сергеев, И. В. Блинов, Д. С. Белов // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2023. – Т. 17, № 3. – С. 55–66. – DOI 10.17073/1997-308X-2023-3-55-66. – EDN RWRSHM.

11. Борилко, А. С. Формирование методом ЭИЛ покрытий функционального назначения на вольфрамобальтовых твердых сплавах / А. С. Борилко, М. А. Теслина // Вестник Амурского государственного университета. Серия: Естественные и экономические науки. – 2010. – № 49. – С. 48–53. – EDN PZMJSP.

12. Богодухов, С. И. Влияние нагрева в различных средах твердых сплавов групп ВК и ТК на качество поверхности / С. И. Богодухов, Е. С. Козик, Е. В. Свиленко // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2022. – Т. 28, № 6. – С. 71–80. – DOI 10.17073/0021-3438-2022-6-71-80. – EDN SLAMMO.

13. Евсюков, А. И. Упрочнение рабочих органов сельскохозяйственных машин методом электроискрового ле-

гирования / А. И. Евсюков, М. А. Березин // Международный журнал гуманитарных и естественных наук. – 2023. – № 1–2(76). – С. 62–65. – DOI 10.24412/2500-1000-2023-1-2-62-65. – EDN IPWPCJ.

14. Бурков, А. А. Электроискровое осаждение и структура металлокерамических WC/Fe-Al покрытий / А. А. Бурков, М. А. Кулик // Сварочное производство. – 2023. – № 2. – С. 26–32. – DOI 10.34641/SP.2023.1059.2.013. – EDN XSAIMG.

15. Бурнышев, И. Н. Электроискровое легирование стали, титановых и ниобиевых сплавов методом вращающегося электрода / И. Н. Бурнышев, Д. Г. Калюжный, К. И. Кузнецов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2024. – Т. 20, № 5(233). – С. 218–222. – DOI 10.36652/1813-1336-2024-20-5-218-222. – EDN TBESQN.

REFERENCES

1. *Damansky, R. V.* Investigation of the wear characteristics of the cutting edge of the pointed paws of cultivators made of 65G and 20 steels during tests in a soil channel // Bulletin of the Altai State Agrarian University. – 2024. – № 4(234). – Pp. 85–92. – DOI 10.53083/1996-4277-2024-234-4-85-92. – EDN IFFERW.

2. *Malakhov, I. S., Sokolov R. A., Muratov K. R.* Investigation of the effect of biaxial mechanical loading on the magnetic characteristics and harmonic spectrum of spring steel 65G // Factory laboratory. Diagnostics of materials. – 2025. – Vol. 91, No. 5. – pp. 31–37. – DOI 10.26896/1028-6861-2025-91-5-31-37. – EDN SOFMNM.

3. *Erokhin, M. N., Gaidar, S. M., Skorokhodov, D. M.* / Wear resistance of low-alloy steels in an abrasive environment // Agroengineering. – 2023. – Vol. 25, No. 3. – pp. 72–78. – DOI 10.26897/2687-1149-2023-3-72-78. – EDN QVBHFB.

4. *Kravchenko, I. N., Feskov S. A., Gutsan A. A.* Assessment of the physico-mechanical properties of the surfacing zones of steel L53 and heat-strengthened steel 65G // Metallurgist. – 2025. – No. 9. – pp. 17–20. – DOI 10.52351/00260827_2025_9_17. – EDN CCRYOB.

5. *Parshikova, L. A., Yakushenko N. A., Lavrov V. I.* Mechanical properties of the reinforcement area of hot-formed steel L53 and heat-strengthened steel 65G // Bulletin of scientific papers of the Bryansk branch of MIIT. – 2013. – № 1(3). – Pp. 29–32. – EDN RABJQV.

6. *Samotugin, S. S., Kazak A. G., Reutsky N. M., Shek-sheev M. A.* Structure and fracture toughness of 65G steel for tillage tools after plasma hardening // Hardening technologies and coatings. – 2024. – Vol. 20, No. 6(234). – pp. 267–272. – DOI 10.36652/1813-1336-2024-20-6-267-272. – EDN MYCIKO.

7. *Davydov, D. A., Buntakov D. V.* Increase in the surface hardness of metal by electric spark alloying // Electrical engineering issues. – 2024. – № 1(42). – Pp. 24–28. – EDN MKEPJE.

8. *Verkhoturov, A. D., Ivanov V. I., Pryadko L. F., Konevtsov L. A.* Electrode materials in EIL: influence on erosion and properties of the alloyed layer and criteria for evaluating effectiveness // Technical service of machines. – 2018. – Vol. 131. – pp. 209–222. – EDN XZIXHF.

9. *Ageev E. V., Altukhov A. Yu., Pereverzev A. S., Ageeva A. E.* Investigation of the composition, structure and properties of electric spark coatings on VT20 alloy samples // Hardening technologies and coatings. – 2024. – Vol. 20, No. 10(238). – pp. 441–446. – DOI 10.36652/1813-1336-2024-20-10-441-446.

10. *Sergevnnin, V. S., Blinkov I. V., Belov D. S.* Influence of the carbide tool base VK10 and T14K8 on the properties of the reinforcing coating // News of higher educational institutions. Powder metallurgy and functional coatings. – 2023. – Vol. 17, No. 3. – pp. 55–66. – DOI 10.17073/1997-308X-2023-3-55-66. – EDN RWRSBM.

11. *Borilko, A. S., Teslina M. A.* Formation by the EIL method of functional coatings on tungsten-cobalt hard alloys // Bulletin of Amur State University. Series: Natural and Economic Sciences. – 2010. – No. 49. – pp. 48–53. – EDN PZMJSP.

12. *Bogodukhov, S. I., Kozik E. S., Svidenko E. V.* The effect of heating in various media of hard alloys of the VK and TK groups on surface quality // Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Non-ferrous metallurgy. – 2022. – Vol. 28, No. 6. – Pp. 71–80. – DOI 10.17073/0021-3438-2022-6-71-80. – EDN SLAMMO.

13. *Evsyukov A. I., Berezin M. A.* Hardening of working bodies of agricultural machines by electric spark alloying // International Journal of Humanities and Natural Sciences. – 2023. – № 1-2(76). – Pp. 62–65. – DOI 10.24412/2500-1000-2023-1-2-62-65. – EDN IPWPCJ.

14. *Burkov, A. A., Kulik M. A.* Electric spark deposition and structure of metal-ceramic WC/Fe-Al coatings // Welding production. – 2023. – No. 2. – pp. 26–32. – DOI 10.34641/SP.2023.1059.2.013. – EDN XSAIMG.

15. *Burnyshev, I. N., Kalyuzhny D. G., Kuznetsov K. I.* Electric spark alloying of steel, titanium and niobium alloys by rotating electrode method // Hardening technologies and coatings. – 2024. – Vol. 20, No. 5(233). – pp. 218–222. – DOI 10.36652/1813-1336-2024-20-5-218-222. – EDN TBESQN.

Статья поступила в редакцию 23.04.2026, доработана 08.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 23.04.2026, revised 08.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 621.74:004.92
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-36-43

Научная статья
Original article

Д. А. Любомиров, И. О. Леушин, О. С. Кошелев, С. А. Манцеров

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ АДДИТИВНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ BINDER JETTING

Нижегородский государственный технический университет
им. Р. Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия

✉ Дмитрий Александрович Любомиров, liubomirov@yandex.ru

Аннотация. Представлен аналитический обзор современных методов управления выбиваемостью литейных стержней, изготовленных по аддитивной технологии послойного связывания (Binder Jetting). Обоснована актуальность проблемы выбиваемости для стержней, полученных по данной технологии с использованием фуранового связующего. Сформулирована концепция «прогнозируемого (целевого) разрушения» стержневой смеси как альтернатива доминирующему эмпирическому подходу. Проанализированы физико-химические механизмы, обеспечивающие потерю прочности стержня после заливки металла: растворение водорастворимой матрицы, термодеструкция органической связки, газообразование с разупрочнением структуры и химическая деградация неорганических связующих. Для каждого механизма приведены кинетические уравнения и критериальные условия. Предложена синергетическая модель стержневой смеси, объединяющая несколько механизмов разрушения, и сформулированы принципы конструирования (направленного проектирования) таких составов. Особое внимание уделено анализу напряженного состояния в стержне при термоударе.

Ключевые слова: литейный стержень, выбиваемость, аддитивные технологии, послойное связывание, Binder Jetting, прогнозируемое разрушение, кинетика растворения, термодеструкция, газообразование, напряженное состояние, кварцевый песок, неорганические связующие

Финансирование: исследование выполнено без внешнего финансирования.

Для цитирования: Любомиров Д. А., Леушин И. О., Кошелев О. С., Манцеров С. А. Физико-химические аспекты разрушения аддитивных литейных стержней, полученных по технологии Binder Jetting. Известия ВолГТУ. 2026; 7(314): 36–43. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-36-43.

Информация об авторах:

Дмитрий Александрович Любомиров – аспирант кафедры «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева.

<https://orcid.org/0009-0005-7264-6526>

e-mail: liubomirov@yandex.ru

Игорь Олегович Леушин – заслуженный металлург РФ, профессор, д-р техн. наук, заведующий кафедрой «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева

<https://orcid.org/0000-0001-7284-7989>

e-mail: igoleu@yandex.ru

Олег Сергеевич Кошелев – профессор, д-р техн. наук, профессор кафедры «Машиностроительные технологические комплексы» Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева

e-mail: kafmto@mail.ru

Сергей Александрович Манцеров – доцент, д-р техн. наук, директор Института промышленных технологий машиностроения Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева

<https://orcid.org/0000-0001-8458-8259>

e-mail: mto@nntu.ru

Вклад авторов:

Д. А. Любомиров – разработка идеи, аналитический обзор литературы, формулировка концепции, написание статьи.

И. О. Леушин – разработка общей концепции исследования, научное руководство, редактирование.

О. С. Кошелев – проектирование методологии, редактирование.

С. А. Манцеров – анализ данных, оформление материалов.

D. A. Liubomirov, I. O. Leushin, O. S. Koshelev, S. A. Manzerov

**PHYSICOCHEMICAL ASPECTS OF DESTRUCTION OF ADDITIVE
CASTING CORES PRODUCED BY BINDER JETTING TECHNOLOGY**

**Nizhny Novgorod State Technical University
named after R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia**

✉ Dmitry A. Liubomirov, liubomirov@yandex.ru

Abstract. An analytical review of modern methods for controlling the knockout of casting cores manufactured by Binder Jetting additive technology is presented. The relevance of the knockout problem for cores produced by this technology using a furan binder is substantiated. The concept of «predictable (targeted) destruction» of the core mixture is formulated as an alternative to the dominant empirical approach. Physicochemical mechanisms providing loss of core strength after metal pouring are analyzed: dissolution of a water-soluble matrix, thermal destruction of an organic binder, gas evolution with structure weakening, and chemical degradation of inorganic binders. Kinetic equations and criteria conditions are given for each mechanism. A synergistic model of the core mixture combining several destruction mechanisms is proposed, and the principles of engineering (directed design) of such compositions are formulated.

Keywords: casting core, knockout, additive technologies, layer-by-layer binding, Binder Jetting, predictable destruction, dissolution kinetics, thermal destruction, gas evolution, stress state, quartz sand, inorganic binders

Funding: the research was carried out without external funding.

For citation: Liubomirov D. A., Leushin I. O., Koshelev O. S., Manzerov S. A. Physicochemical aspects of destruction of additive casting cores produced by Binder Jetting technology. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 36–43. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-36-43.

Information about the authors:

Dmitry A. Liubomirov – postgraduate student of the Department of Metallurgical Technologies and Equipment, NSTU named after R. E. Alekseev.

Igor O. Leushin – Honored Metallurgist of the Russian Federation, Professor, Doctor of Technical Sciences, Head of the Department of Metallurgical Technologies and Equipment of the Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev.

Oleg S. Koshelev – Professor, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department "Machine-building Technological Complexes" of the Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev.

Sergey A. Manzerov – Associate Professor, Doctor of Technical Sciences, Director of the Institute of Industrial Engineering Technologies of the Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev

Contribution of the authors:

Dmitry A. Liubomirov – idea development, analytical literature review, concept formulation, writing the article.

Igor O. Leushin – development of the general research concept, scientific supervision, editing.

Oleg S. Koshelev – methodology design, editing.

Sergey A. Manzerov – data analysis, material preparation.

Введение

Литейное производство остается одной из базовых отраслей машиностроительного комплекса России. В последние годы значительное внимание уделяется внедрению аддитивных технологий, в частности метода послойного связывания (Binder Jetting), который позволяет изготавливать литейные стержни и формы сложной геометрии без модельной оснастки [1; 2]. Это открывает принципиально новые возможности для получения отливок ответственного назначения с внутренними полостями, недос-

тижимыми при традиционном формообразовании [3].

Исторически сложилось так, что к стержневым смесям предъявляются два противоречивых требования. С одной стороны, стержень должен обладать достаточной прочностью в «сыром» состоянии и при заливке металла, чтобы противостоять гидростатическому и гидродинамическому давлению расплава. С другой – после кристаллизации и охлаждения отливки он должен разрушаться и удаляться из внутренних полостей, не вызывая дефектов и не

требуя чрезмерных затрат труда [4; 5]. Именно это противоречие, по выражению В. Н. Иванова [6], является «вечной проблемой» стержневых смесей.

При переходе к аддитивным технологиям указанная проблема обостряется, поскольку технология послойного связывания накладывает дополнительные ограничения: связующее вносится локально, в малых дозах, а уплотнение смеси происходит без внешнего давления. В этих условиях традиционные подходы к повышению выбиваемости, основанные на эмпирическом подборе добавок, оказываются недостаточно эффективными [7; 8]. Следует подчеркнуть, что для стержней, полученных по технологии Binder Jetting с использованием фуранового связующего, проблема выбиваемости стоит особенно остро. По данным [7; 8], остаточная прочность таких стержней после заливки металла может составлять 0,5–0,8 МПа, что нередко требует дополнительного механического воздействия и увеличивает трудоемкость. В то же время в традиционных стержнях на жидком стекле после термообработки аналогичная прочность, как правило, составляет 0,2–0,4 МПа [9]. Таким образом, применение эмпирических методов без учета специфики аддитивного формообразования затрудняет решение проблемы выбиваемости.

Цель настоящей работы – теоретический анализ физико-химических механизмов, способных обеспечить прогнозируемое (целевое) разрушение стержня после термического воздействия, и формулировка принципов конструирования стержневых смесей нового поколения для аддитивного формообразования. Под «прогнозируемым разрушением» понимается детерминированный характер процессов, заложенных в рецептуру на этапе ее проектирования, – в отличие от англоязычного «programmable breakdown». Данный подход основывается на физико-химических закономерностях, допускающих расчетную оптимизацию состава.

1. Критический анализ традиционных методов повышения выбиваемости

Традиционный путь повышения выбиваемости состоит во введении в стержневую смесь добавок, снижающих остаточную прочность после нагрева. Наиболее распространены следующие добавки [5; 9]:

а) Древесные опилки и мука – выгорают при нагреве, создавая пористость, однако снижают сырую прочность и газопроницаемость.

б) Хлорид натрия (NaCl) – растворяется при водной очистке, но малоэффективен без доступа воды.

в) Карбонаты и гидрокарбонаты (CaCO_3 , NaHCO_3) – разлагаются с выделением газа, однако их действие не всегда достаточно для полного разрушения.

г) Органические волокна – выгорают, оставляя каналы, но усложняют технологию приготовления смеси.

Основной недостаток перечисленных подходов состоит в отсутствии системности. Каждая добавка работает по отдельному механизму, а их совместное действие, как правило, не моделируется и не прогнозируется количественно. Между тем современные достижения физической химии и механики разрушения позволяют перейти от эмпирического поиска к конструированию смесей с заданными свойствами [10; 11]. Под конструированием стержневой смеси здесь и далее понимается направленное проектирование ее состава на основе расчетных моделей, учитывающих кинетику физико-химических процессов.

2. Классификация механизмов прогнозируемого разрушения

Предлагается выделить четыре базовых механизма, способных обеспечить потерю прочности стержня после заливки металла. Каждый механизм имеет свою физико-химическую природу, область применимости и кинетические закономерности.

Важно отметить, что выбор предпочтительного механизма или их комбинации определяется материалом отливки и температурой заливки. Например, для чугуновых отливок (температура заливки 1200–1350 °C) более эффективны термодеструкция и газообразование, для стальных (1500–1600 °C) – химическая деградация неорганических связующих, для алюминиевых (650–750 °C) – растворение водорастворимой матрицы. Данные закономерности обобщены в работах [9; 12] и могут быть использованы для алгоритмического выбора состава стержневой смеси.

2.1. Механизм растворения водорастворимой матрицы

Этот механизм основан на введении в состав смеси компонентов, образующих после отверждения водорастворимую матрицу. Наиболее доступный агент – хлорид натрия, растворимость которого в воде составляет около 360 г/л при 20 °C. Растворение NaCl -матрицы

описывается уравнением массоотдачи Шукарева [13]:

$$\frac{dm}{dt} = \beta \cdot S \cdot (C_{\text{нас}} - C), \quad (1)$$

где m – масса растворяемого вещества, кг; t – время, с; β – коэффициент массоотдачи, м/с; S – площадь поверхности контакта фаз, м²; $C_{\text{нас}}$ – концентрация насыщения, кг/м³; C – текущая концентрация в объеме воды, кг/м³.

Для условий водной выбивки стержней характерно, что $C \leq C_{\text{нас}}$, поэтому уравнение упрощается до линейной зависимости:

$$\frac{dm}{dt} = \beta \cdot S \cdot C_{\text{нас}}. \quad (2)$$

Время полного растворения частицы NaCl радиусом r_0 определяется интегрированием:

$$t_{\text{раств}} = \frac{\rho_{\text{NaCl}} \cdot r_0}{\beta \cdot C_{\text{нас}}}, \quad (3)$$

где $\rho_{\text{NaCl}} \approx 2160$ кг/м³ – плотность NaCl.

Для частиц размером 0,1–0,2 мм при естественной конвекции воды ($\beta \approx 10^{-5}$ м/с) характерное время растворения составляет от 3 до 6 минут, что приемлемо для промышленных условий.

Ограничение механизма – необходимость доступа воды ко всем частям стержня, что не всегда выполнимо для глубоких и извилистых полостей отливки.

2.2. Механизм термодеструкции органической связи

Органические связующие (мальтодекстрины, поливиниловый спирт, фурановые смолы) при нагреве до температур заливки металла (свыше 700–800 °С) подвергаются термической деструкции – пиролизу. Этот процесс сопровождается разрывом химических связей, выделением летучих продуктов и потерей когезионной прочности [14].

Объем выделяющихся газов рассчитывается по уравнению Менделеева – Клапейрона:

$$V_{\text{газ}} = \frac{m_{\text{NaHCO}_3} \cdot \nu \cdot R \cdot T}{M_{\text{NaHCO}_3} \cdot P}, \quad (7)$$

где $\nu = 1$ – суммарное количество молей газов (H₂O + CO₂) на моль NaHCO₃; $M_{\text{NaHCO}_3} = 84$ г/моль.

При массе добавки 2 г на 100 г смеси и температуре разложения 400 °С (673 К) при атмосферном давлении объем выделившихся газов составляет около 1,3 литра. В замкнутых порах стержня это создает давление, оцени-

Кинетика термодеструкции описывается уравнением Аррениуса для скорости потери массы:

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_0 \cdot e^{-E_a/(RT)} \cdot f(\alpha), \quad (4)$$

где α – степень превращения (доля разложившегося вещества); k_0 – предэкспоненциальный множитель, с⁻¹; E_a – энергия активации термодеструкции, Дж/моль; R – универсальная газовая постоянная; T – температура, К; $f(\alpha)$ – кинетическая функция, обычно принимаемая в виде $f(\alpha) = (1 - \alpha)^n$, где n – порядок реакции.

Для мальтодекстрина, по данным термogravиметрического анализа авторов [15], энергия активации термодеструкции составляет $E_a \approx 120$ – 150 кДж/моль, что гарантирует быстрое (менее 30 с) разложение при температуре свыше 500 °С.

Снижение прочности при термодеструкции можно оценить через модель пороговой концентрации связующего. Если начальная прочность σ_0 пропорциональна доле неповрежденного связующего, то

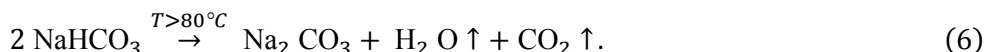
$$\sigma(t, T) = \sigma_0 \cdot (1 - \alpha(t, T)). \quad (5)$$

Полная потеря прочности наступает при $\alpha \rightarrow 1$, однако на практике достаточным является снижение до уровня $\sigma \leq 0,3$ МПа, что соответствует $\alpha \geq 0,8$.

2.3. Механизм газообразования с разупрочнением структуры

Введение в смесь компонентов, разлагающихся с выделением газа (гидрокарбонат натрия NaHCO₃, мочевины (NH₂)₂CO, карбонат кальция CaCO₃), создает внутреннее поровое давление, способное вызвать растрескивание стержня изнутри [16].

Разложение гидрокарбоната натрия протекает по реакции:



ваемое по формуле Лапласа для сферической поры радиусом r :

$$\Delta P = \frac{2\gamma}{r}, \quad (8)$$

где γ – поверхностное натяжение на границе «газ–твердое связующее».

Если внутреннее давление превышает предел прочности материала перемычек между порами, происходит локальное разрушение. Условие разрушения имеет вид:

$$\Delta P \geq \sigma_{\text{раств}}, \quad (9)$$

где $\sigma_{\text{раств}}$ – предел прочности при растяжении материала перемычки.

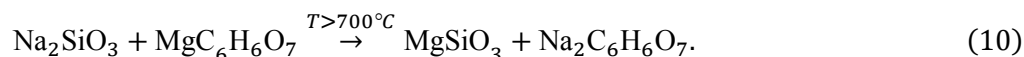
Этот механизм особенно эффективен в сочетании с термодеструкцией связующего, поскольку ослабленная деструкцией матрица легче поддается разрушению под действием внутреннего давления газов.

2.4. Механизм химической деградации неорганических связующих

Неорганические связующие, в частности щелочно-силикатные композиции (жидкое

стекло), при нагреве не разлагаются, а, напротив, упрочняются за счет образования силоксановых связей Si-O-Si. Однако введение определенных реагентов (солей магния, лимонной кислоты) позволяет запустить реакцию ионного обмена, разрушающую полисиликатный каркас [17].

Например, реакция цитрата магния с силикатом натрия при нагреве:



Образующийся метасиликат магния MgSiO_3 кристаллизуется в виде энстатита, который обладает крайне низкой прочностью из-за анизотропии теплового расширения. Наличие нескольких фаз (стеклофаза, энстатит, кварц) с разными коэффициентами линейного расширения создает внутренние напряжения, описываемые уравнением:

$$\sigma_{\text{терм}} = \Delta\alpha \cdot \Delta T \cdot E_{\text{эфф}}, \quad (11)$$

где $\Delta\alpha$ – разность коэффициентов линейного расширения фаз, K^{-1} ; ΔT – перепад температур, К; $E_{\text{эфф}}$ – эффективный модуль упругости композита, Па.

При $\Delta\alpha$ порядка $(5-10) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $\Delta T \approx 1000 \text{ K}$ термические напряжения достигают

десятков МПа, что достаточно для самопроизвольного растрескивания стержня при охлаждении.

3. Синергетическая модель прогнозируемого разрушения

Проведенный анализ показывает, что каждый из рассмотренных механизмов в отдельности имеет ограничения. Поэтому наиболее перспективным представляется создание стержневых смесей, в которых реализуются одновременно несколько механизмов разрушения, усиливая действие друг друга.

Обобщенное условие прогнозируемого разрушения может быть сформулировано в виде аддитивной модели снижения прочности:

$$\sigma_{\text{ост}} = \sigma_0 \cdot f_1(\alpha) \cdot f_2(\Delta P) \cdot f_3(\Delta C) \cdot f_4(\Delta T), \quad (12)$$

где $\sigma_{\text{ост}}$ – остаточная прочность после термического воздействия и выбивки; $f_1(\alpha)$ – фактор термодеструкции ($0 \leq f_1 \leq 1$); $f_2(\Delta P)$ – фактор газового разупрочнения; $f_3(\Delta C)$ – фактор растворения (доля вымытого связующего); $f_4(\Delta T)$ – фактор термомеханических напряжений.

Задача конструирования состава сводится к подбору таких компонентов и их массовых долей, при которых произведение факторов $\prod f_i \rightarrow 0$, то есть остаточная прочность стремится к нулю без потери сырой прочности, что и является искомым балансом.

Следует подчеркнуть, что данная модель носит качественный характер. Количественные зависимости должны быть установлены экспериментально для каждой конкретной системы. Однако сам подход позволяет перейти от метода «проб и ошибок» к направленному конструированию составов, что соответствует современным тенденциям цифрового материаловедения [18].

Для систематизации выбора механизмов в зависимости от материала отливки предлагается следующий алгоритм (табл. 1 и 2).

Таблица 1

**Алгоритм выбора механизмов разрушения стержня в зависимости
от материала отливки и условий выбивки**

Шаг	Критерий	Проверяемое условие	Результат / действие
Механизм 1 (растворение)	Материал отливки	Алюминиевые сплавы (650–750 °С)?	→ Шаг 1а
1а	Доступ воды	Полости доступны для водной промывки?	Да → Механизм 1 (растворение). Нет → Механизм 2 (термодеструкция)
Механизм 2 (термодеструкция)	Материал отливки	Чугун (1200–1350 °С)?	→ Шаг 2а
2а	Остаточная прочность	σост ≤ 0,3 МПа после заливки?	Нет → Комбинировать Механизм 2 + Механизм 3 (газообразование)
Механизм 3 (газообразование)	Материал отливки	Сталь (1500–1600 °С)?	→ Шаг 3а
3а	Тип связующего	Щелочно-силикатное связующее?	Да → Механизм 4 (химическая деградация) + Механизм 3. Нет → Механизм 2 + Механизм 3
Механизм 4 (химическая деградация)	Материал отливки	Медные сплавы (1000–1100 °С)?	→ Шаг 4а
4а	Синергия	Возможна комбинация ≥ 2 механизмов?	Да → Механизм 3 + Механизм 4. Нет → Механизм 3
5	Синергетическая модель (верификация)	Рассчитать σост по синерге- тической модели (уравнение (12)). σост ≤ 0,3 МПа?	Да → Состав принят. Нет → Вернуться к Шагу 1, пересмотреть дозировку

Таблица 2

**Сводная таблица предпочтительных механизмов разрушения
в зависимости от материала отливки**

Материал отливки	Температура заливки, °С	Предпочтительный механизм	Дополнительные механизмы
Чугун	1200–1350	Термодеструкция (Мех. 2) + газообразование (Мех. 3)	Растворение (Мех. 1) при водной выбивке
Сталь	1500–1600	Химическая деградация (Мех. 4)	Газообразование (Мех. 3)
Алюминиевые сплавы	650–750	Растворение (Мех. 1)	Термодеструкция (Мех. 2)
Медные сплавы	1000–1100	Газообразование (Мех. 3) + химическая деградация (Мех. 4)	–

**4. Технические аспекты реализации
для аддитивного формообразования**

Технология послойного связывания (Binder Jetting) накладывает дополнительные ограничения, которые необходимо учитывать при конструировании смесей:

а) Гранулометрический состав. Все компоненты должны иметь размер частиц, сравнимый с основным наполнителем (песком), чтобы не нарушать сыпучесть и разравниваемость слоя. Для песка фракции 0,1–0,2 мм это подразумевает помол добавок до аналогичной дисперсности. Время размола оценивается по уравнению Риттингера [19]:

$$E = C_R \cdot \left(\frac{1}{d_k} - \frac{1}{d_n} \right), \quad (13)$$

где E – энергия, затрачиваемая на измельчение, Дж/кг; C_R – постоянная Риттингера для данного материала; d_n и d_k – начальный и конечный средний размер частиц, м.

б) Совместимость компонентов. Химическое взаимодействие между компонентами не должно протекать при комнатной температуре в процессе хранения смеси, но должно активироваться при термическом воздействии.

Это достигается подбором компонентов с высокой энергией активации взаимодействия (например, MgO и лимонная кислота реа-

гируют только в присутствии воды при нагреве свыше 80 °С).

в) Дозирование связующего. Равномерность нанесения связующего непосредственно влияет на реализацию всех рассматриваемых механизмов. Точность дозирования может быть оценена через коэффициент вариации объема капли, который для пневматических систем составляет 2–5 % [20].

В рамках дальнейших исследований авторами планируется разработка оригинальной установки 3D-печати, в которой будет реализована возможность послойного введения компонентов с различной температурой активации. Это позволит создавать стержни с градиентными свойствами, где наружные слои разрушаются по механизму термодеструкции, а внутренние – за счет газообразования или растворения. Результаты предварительных расчетов и принципиальная схема установки будут представлены в последующих публикациях.

Выводы

На основе теоретического анализа данных отечественной и зарубежной литературы предложена концепция «прогнозируемого (целевого) разрушения» литейных стержней, полученных по технологии Binder Jetting, основанная на синергетическом сочетании растворения, термодеструкции, газообразования и химической деградации.

Сформулирована классификация четырех механизмов потери прочности; для каждого приведены кинетические и термодинамические уравнения (1–13), позволяющие прогнозировать поведение стержневой смеси при контакте с расплавом. Предложена аддитивная синергетическая модель (12), объединяющая факторы различной физико-химической природы.

Разработан пошаговый алгоритм выбора механизмов разрушения (табл. 1) с верификацией остаточной прочности по уравнению (12), позволяющий систематизировать конструирование составов применительно к конкретным условиям литья (материал, температура, тип связующего).

Комбинация нескольких механизмов в одном составе позволяет преодолеть ограничения каждого из них в отдельности и формирует теоретическую базу для разработки стержневых смесей нового поколения, ориентированных на аддитивное формообразование. Перспективы дальнейших исследований связаны с экспериментальной апробацией предложен-

ных принципов и созданием установки 3D-печати с градиентным введением компонентов.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Sivarupan, T., Balasubramani N., Saxena P. [et al.]. A review on the progress and challenges of binder jet 3D printing of sand moulds for advanced casting // *Additive Manufacturing*. – 2021. – Vol. 40. – P. 101889. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214860421000543?via%3Dihub>
2. Snelling, D. A., Williams C. B., Druschitz A. P. Mechanical and material properties of castings produced via 3D printed molds // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 27. – P. 199–207. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214860418309928?via%3Dihub>
3. Gawronová, M., Lichý P., Kroupová I. [et al.]. Evaluation of additive manufacturing of sand cores in terms of the resulting surface roughness // *Heliyon*. – 2022. – Vol. 8. – P. e10751. – URL: [https://www.cell.com/heliyon/fulltext/S2405-8440\(22\)02039-4?returnURL=https%3A%2F%2Flinkinghub.elsevier.com%2Fretrieve%2Fpii%2FS2405844022020394%3Fshowall%3Dtrue](https://www.cell.com/heliyon/fulltext/S2405-8440(22)02039-4?returnURL=https%3A%2F%2Flinkinghub.elsevier.com%2Fretrieve%2Fpii%2FS2405844022020394%3Fshowall%3Dtrue)
4. Дибров, И. А. Стержневые смеси: свойства, технологии, контроль / И. А. Дибров, Н. Д. Титов. – СПб.: Политехника, 2015. – 312 с.
5. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник / А. Н. Болдин, Н. И. Давыдов, С. С. Жуковский [и др.]. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
6. Иванов, В. Н. Словарь-справочник по литейному производству / В. Н. Иванов. 3-е изд. – М.: Машиностроение, 2004. – 464 с.
7. Bobrowski, A., Kaczmarzka K., Drożyński D. [et al.]. 3D Printed (Binder Jetting) Furan Molding and Core Sands — Thermal Deformation, Mechanical and Technological Properties // *Materials*. – 2023. – Vol. 16, No. 9. – P. 3339. – URL: <https://www.mdpi.com/1996-1944/16/9/3339>
8. Rybak, A., Javora R., Sekula R., Kmita G. The Influence of Polymer Impregnating Materials on Structural Strengthening of 3D Printed Sand Molds Produced by Binder Jetting Method // *Polymers*. – 2024. – Vol. 16, No. 21. – P. 2978. – URL: <https://www.mdpi.com/2073-4360/16/21/2978>
9. Формовочные материалы и технология литейной формы: справочник / С. С. Жуковский, Г. А. Анисович, Н. И. Давыдов [и др.] // под общ. ред. С. С. Жуковского. – М.: Машиностроение, 1993. – 432 с.
10. Жуковский, С. С. Прочность литейных форм / С. С. Жуковский. – М.: Машиностроение, 1989. – 287 с.
11. Медведев, Я. И. Технологические испытания формовочных материалов / Я. И. Медведев, И. В. Валисовский. – М.: Машиностроение, 1973. – 270 с.
12. Технология литейного производства: формовочные и стержневые смеси / А. Н. Болдин, Н. И. Давыдов, С. С. Жуковский [и др.]. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
13. Романков, П. Г. Гидромеханические процессы химической технологии / П. Г. Романков, М. И. Курочкина. 5-е изд. – Л.: Химия, 1982. – 288 с.
14. Шленский, О. Ф. Термическая деструкция материалов / О. Ф. Шленский. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. – 280 с.
15. Bobrowski, A., Grabowska B., Żymankowska-Kumon S. [et al.]. Thermal analysis of selected moulding sands with furan resin // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2012. – Vol. 109, No. 2. – P. 971–977.

16. *Stachowiak, J., Granat K., Nowak D.* Effect of inorganic binder modification on the knock-out properties of moulding sands // *Archives of Foundry Engineering*. – 2019. – Vol. 19, No. 1. – P. 85–90. – URL: <https://journals.pan.pl/dlibra/publication/127117/edition/110916/content>.
17. *Stachowiak, J., Granat K., Nowak D.* Microstructure and properties of moulding sands with water glass modified by citric acid // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2017. – Vol. 62, No. 3. – P. 1969–1975. – URL: <https://journals.pan.pl/dlibra/publication/120930/edition/105337/content>.
18. *Panchal, J. H., Kalidindi S.R., McDowell D.L.* Key computational modeling issues in Integrated Computational Materials Engineering // *Computer-Aided Design*. – 2013. – Vol. 45, No. 1. – P. 4–25. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010448512001352?via%3Dihub>.
19. *Андреев, С. Е.* Дробление, измельчение и грохочение полезных ископаемых / С. Е. Андреев, В. А. Перов, В. В. Зверевич. 4-е изд. – М.: Недра, 1980. – 415 с.
20. *Miyanaji, H., Zhang S., Yang L.* A new physics-based model for equilibrium saturation determination in binder jetting additive manufacturing process // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2018. – Vol. 124. – P. 1–11. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0890695517301335?via%3Dihub>.
8. *Rybak, A., Javora R., Sekula R., Kmita G.* The Influence of Polymer Impregnating Materials on Structural Strengthening of 3D Printed Sand Molds Produced by Binder Jetting Method. *Polymers*. 2024; 16(21): 2978.
9. *Zhukovskiy, S. S., Anisovich G.A., Davydov N.I.* [et al.]. *Formovochnye materialy i tekhnologiya liteynoy formy: spravochnik* [Molding materials and casting mold technology: handbook]. S.S. Zhukovskiy (ed.). Moscow: Mashinostroenie; 1993. 432 p. (In Russ.).
10. *Zhukovskiy, S. S.* Prochnost' liteynykh form [Strength of casting molds]. Moscow: Mashinostroenie; 1989. 287 p. (In Russ.).
11. *Medvedev, Ya. I., Valisovskiy I.V.* *Tekhnologicheskie ispytaniya formovochnykh materialov* [Technological testing of molding materials]. Moscow: Mashinostroenie; 1973. 270 p. (In Russ.).
12. *Boldin, A. N., Davydov N.I., Zhukovskiy S.S.* [et al.]. *Tekhnologiya liteynogo proizvodstva: formovochnye i sterzhnevye smesi* [Foundry production technology: molding and core mixtures]. Moscow: Mashinostroenie; 2006. 507 p. (In Russ.).
13. *Romankov, P. G., Kurochkina M.I.* *Gidromekhanicheskie protsessy khimicheskoy tekhnologii* [Hydromechanical processes of chemical technology]. 5th ed. Leningrad: Khimiya; 1982. 288 p. (In Russ.).
14. *Shlenskiy, O. F.* *Termicheskaya destruktziya materialov* [Thermal destruction of materials]. Moscow: Bauman MSTU Publ.; 2001. 280 p. (In Russ.).
15. *Bobrowski, A., Grabowska B., Żymankowska-Kumon S.* [et al.]. Thermal analysis of selected moulding sands with furan resin. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2012; 109(2): 971–977.
16. *Stachowiak, J., Granat K., Nowak D.* Effect of inorganic binder modification on the knock-out properties of moulding sands. *Archives of Foundry Engineering*. 2019; 19(1): 85–90.
17. *Stachowiak, J., Granat K., Nowak D.* Microstructure and properties of moulding sands with water glass modified by citric acid. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2017; 62(3): 1969–1975.
18. *Panchal, J. H., Kalidindi S.R., McDowell D.L.* Key computational modeling issues in Integrated Computational Materials Engineering. *Computer-Aided Design*. 2013; 45(1): 4–25.
19. *Andreev, S. E., Perov V.A., Zverevich V.V.* *Droblenie, izmel'chenie i grokhochenie poleznykh iskopaemykh* [Crushing, grinding and screening of minerals]. 4th ed. Moscow: Nedra; 1980. 415 p. (In Russ.).
20. *Miyanaji, H., Zhang S., Yang L.* A new physics-based model for equilibrium saturation determination in binder jetting additive manufacturing process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2018; 124: 1–11.

REFERENCES

1. *Sivarupan, T., Balasubramani N., Saxena P.* [et al.]. A review on the progress and challenges of binder jet 3D printing of sand moulds for advanced casting. *Additive Manufacturing*. 2021; 40: 101889.
2. *Snelling, D. A., Williams C.B., Druschitz A.P.* Mechanical and material properties of castings produced via 3D printed molds. *Additive Manufacturing*. 2019; 27: 199–207.
3. *Gawronová, M., Lichý P., Kroupová I.* [et al.]. Evaluation of additive manufacturing of sand cores in terms of the resulting surface roughness. *Heliyon*. 2022; 8: e10751.
4. *Dibrov, I. A., Titov N.D.* *Sterzhnevye smesi: svoystva, tekhnologii, kontrol'* [Core mixtures: properties, technologies, control]. St. Petersburg: Politehnika; 2015. 312 p. (In Russ.).
5. *Boldin, A. N., Davydov N.I., Zhukovskiy S.S.* [et al.]. *Liteynye formovochnye materialy. Formovochnye, sterzhnevye smesi i pokrytiya: spravochnik* [Foundry molding materials. Molding and core mixtures and coatings: handbook]. Moscow: Mashinostroenie; 2006. 507 p. (In Russ.).
6. *Ivanov, V. N.* *Slovar'-spravochnik po liteynomu proizvodstvu* [Dictionary-reference book on foundry production]. 3rd ed. Moscow: Mashinostroenie; 2004. 464 p. (In Russ.).
7. *Bobrowski, A., Kaczmarek K., Drożyński D.* [et al.]. 3D Printed (Binder Jetting) Furan Molding and Core Sands – Thermal Deformation, Mechanical and Technological Properties. *Materials*. 2023; 16(9): 3339.

Статья поступила в редакцию 25.05.2026, доработана 10.06.2026, подписана в печать 24.06.2026.

The article was submitted 25.05.2026, revised 10.06.2026, accepted for publication 24.06.2026.

УДК 669.018.
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-44-49

Научная статья
Original article

*Ю. В. Гребнев, Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова
Д. Ю. Гребнев, Н. В. Карпова, Д. В. Казанцев*

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ИЗОЛЯЦИИ
ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ПЛАВКИ
И РАЗЛИВКИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Наталья Ильинична Габельченко, ngabelchenko@mail.ru

Аннотация. В работе исследовалась возможность применения высокоуглеродистого материала (ВУМ) в качестве теплоизолирующей составляющей шлака в электродуговой печи с основной футеровкой. Возможность применения ВУМ исследовалась при выплавке стали 110Г13Л. Показано, что в результате использования ВУМ были получены стабильные положительные результаты по многим показателям процесса плавки и механическим свойствам стали. Дополнительная присадка в шлакообразующую смесь на основе ВУМ алюмошлака, от производства вторичного алюминия, показала некоторое улучшение свойств металла и всех показателей процесса плавки. Полученные результаты при проведении экспериментов со сталью 110Г13Л частично переносились на процессы плавки сталей 45ФЛ и 20ГФЛ, а также жаропрочной стали 20Х18Н24С2Л.

Ключевые слова: сталь, шлак, теплоизолирующая составляющая шлака, механические свойства, плавка стали

Для цитирования: Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Гребнев Д. Ю., Карпова Н. В., Казанцев Д. В. Разработка технологического материала для изоляции жидкого металла в процессе плавки и разлива железистых сплавов. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 44–49. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-44-49.

Информация об авторах:

Юрий Владимирович Гребнев – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

Scopus 6506985504

e-mail: y.grebnev@mail.ru

Наталья Ильинична Габельченко – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-7576-7455>

e-mail: ngabelchenko@mail.ru

Елена Юрьевна Карпова – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

Scopus 7006695936

e-mail: karpova.e.u@list.ru

Данил Юрьевич Гребнев – аспирант ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0001-7613-2048>

e-mail: grebnevdanil60@gmail.com

Наталья Владимировна Карпова – студент гр. ЛПЛ-1п ВолгГТУ

e-mail: kana512@yandex.ru

Дмитрий Вадимович Казанцев – студент гр. ЛПЛ-1п ВолгГТУ

e-mail: my_rules@list.ru

Вклад авторов:

Ю. В. Гребнев – определение цели работы, участие в обсуждении результатов

Н. И. Габельченко – анализ экспериментальных данных, написание текста статьи.

Е. Ю. Карпова – проведение экспериментов по взрывному прессованию порошковых смесей.

Д. Ю. Гребнев – подготовка образцов, оформление материалов.

Н. В. Карпова – расчеты параметров взрывного прессования, участие в обсуждении результатов.

Д. В. Казанцев – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

*Yu. V. Grebnev, N. I. Gabelchenko, E. Yu. Karpova
D. Yu. Grebnev, N. V. Karpova, D. V. Kazantsev*

**DEVELOPMENT OF A TECHNOLOGICAL MATERIAL
FOR INSULATION OF LIQUID METAL DURING THE PROCESS
OF MELTING AND POURING IRON-CARBON ALLOYS**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Natalia I. Gabelchenko, ngabelchenko@mail.ru

Abstract. In this work, the possibility of using high-carbon material (HCM) as a heat-insulating component of slag in an electric arc furnace with a basic lining was investigated. The possibility of using HCM was studied in the smelting of 110G13L steel. It was shown that as a result of using HCM, stable positive results were obtained for many parameters of the smelting process and mechanical properties of steel. An additional additive to the slag-forming mixture based on HCM aluminum slag from the production of secondary aluminum showed some improvement in the properties of the metal and all parameters of the smelting process. The results obtained during the experiments with 110G13L steel were partially transferred to the processes of smelting 45FL and 20GFL steels..., as well as heat-resistant steel 20Kh18N24S2L.

Keywords: steel, slag, heat-insulating component of slag, mechanical properties, steel melting

For citation: Grebnev Yu. V., Gabelchenko N. I., Karpova E. Yu., Grebnev D. Yu., Karpova N. V. Kazantsev D. V. Development of a technological material for insulation of liquid metal during the process of melting and pouring iron-carbon alloys. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 44–49. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-44-49.

Information about the authors:

Yuri V. Grebnev – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

Scopus 6506985504

e-mail: y.grebnev@mail.ru

Natalia I. Gabelchenko – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-7576-7455>

e-mail: ngabelchenko@mail.ru

Elena Yu. Karpova – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

Scopus 7006695936

e-mail: karpova.e.u@list.ru

Danil Yu. Grebnev – postgraduate student VSTU

<https://orcid.org/0009-0001-7613-2048>

e-mail: grebnevdanil60@gmail.com

Natalia V. Karpova – student of LPL-1p group VSTU

E-Mail: kana512@yandex.ru

Dmitry V. Kazantsev – student of LPL-1p group VSTU

e-mail: my_rules@list.ru

Contribution of the authors:

Yuri V. Grebnev – concept development, article writing

Natalia I. Gabelchenko – experimental data analysis, article writing.

Elena Yu. Karpova – research methodology development, participation in results discussion

Danil Yu. Grebnev – data collection and analysis, article editing.

Natalia V. Karpova – materials preparation, participation in results discussion.

Dmitry V. Kazantsev – materials preparation, participation in results discussion.

Введение

Получение высококачественного литья требует использования эффективных приемов на всех этапах применяемой технологии [1; 2].

Например, недостатком многих существующих технологий является высокая теплопроводность жидкого шлака, не позволяющего эффективно снижать потери тепла жидкого металла, так как он наводится в первую очередь

для защиты сплава от угара (окисления) и в ходе проведения процессов рафинирования. В то же время, известно [3], что основные потери тепла идут именно через шлаковый покров.

Кроме того, необходимым является заливка металла в форму при оптимальной температуре, поэтому создаются условия, при которых металл в ковше (раздаточном или разливочном) остывает замедленно. Существуют различные

технологические приемы для поддержания требуемой температуры. Одним из перспективных способов сохранения температуры является создание теплоизолирующего шлакового покрова на зеркале металла [4–9].

Этот способ регулирования температуры металла при разливке является наиболее рациональным, энерго- и ресурсосберегающим, легко осуществимым в условиях литейного цеха.

Поэтому целью данного исследования было разработка технологического материала для изоляции жидкого металла в процессе плавки и разливки при производстве отливок из железоуглеродистых сплавов.

Методика исследования

В ходе работы исследовалась возможность применения высокоуглеродистого материала (ВУМ), как теплоизолирующей составляющей шлака в электродуговой печи с основной футеровкой.

В качестве ВУМ использовался высушенный шлам, который образуется в установках мокрой газоочистки Волгоградского алюминиевого завода.

Химический состав материала, % в. ч.: С (аморфное состояние, сажа) – 60... 65; $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ – 14...16; Al_2O_3 , SiO_2 – 12...14; CaCrF_6 – 5...7; MeS – до 1,0 [10].

Коэффициент теплопроводности ВУМ при средней температуре 50 °С равен 0,08–0,15 ккал/ч·м °С).

ВУМ в первую очередь выбирался для теплоизоляции зеркала жидкого металла при производстве высокомарганцевой стали 110Г13Л по следующим причинам.

Предполагалось, что ВУМ будет обладать сильными восстанавливающими свойствами и его применение повысит эффективность процесса диффузионного раскисления металла че-

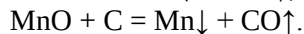
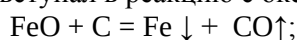
рез шлак. Ожидалось снижение в шлаке содержания оксидов марганца и железа, а в стали – кислорода. Как следствие, ожидалась экономия марганецсодержащих ферросплавов. Использование ВУМ способствовало получению высокого содержания углерода в стали в пределах требуется по ГОСТ 977-88 (0,9–1,5 %).

В экспериментальных плавках ВУМ взвешивался и в расчетных количествах присаживался в электродуговую печь на уже сформировавшийся высокоосновный шлак ($\text{SiO}_2 = 2,6...3,0$).

Расход ВУМ на тонну жидкой стали составлял 10...15 кг (среднее 12,5 кг) или до 80 кг на плавку. Повышенный расход материала объясняется тем, что значительная часть высокоуглеродистого материала расходовалась на процесс диффузионного раскисления шлака и металла.

Результаты исследований

Присадка ВУМ в печь в первый период времени сопровождалась бурным кипением шлака. Затем углеродосодержащий материал растекался по всему зеркалу жидкого металла. По границе металл – шлак продолжалось равномерное и постоянное кипение. Углерод шлака вступал в реакцию с оксидами:



Шлак после присадки в печь ВУМ вспенивался окисью углерода и хорошо защищал металл от охлаждения (рис. 1).

На всех экспериментальных плавках было отмечено, что снижение объемов углеродистой составляющей шлака в процессе угара идет постепенно. Длительность теплоизолирующего эффекта зависит от многих факторов и в первую очередь от содержания в шлаке оксидов железа и марганца. В среднем при присадке в печь 70...80 кг ВУМ теплоизолирующий эффект сохранялся от 30 до 40 минут.

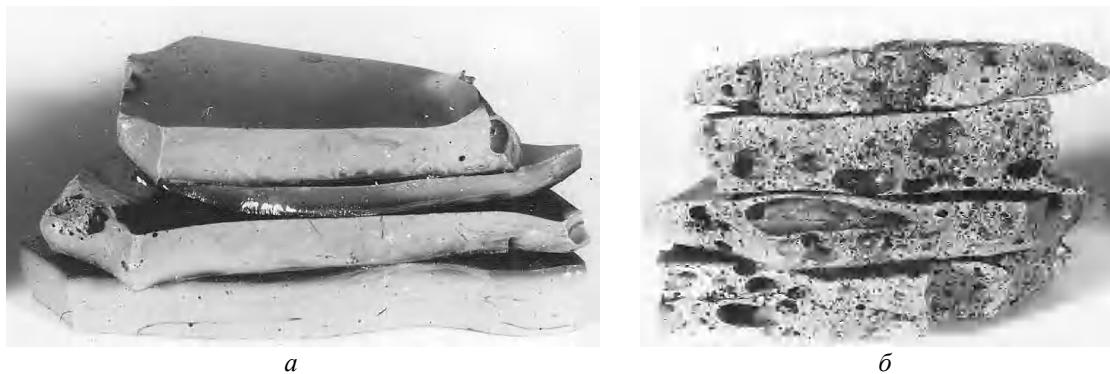


Рис. 1. Образцы печного шлака:

а – до присадки высокоуглеродистого материала; б – вспененный, после присадки высокоуглеродистого материала

В результате использования ВУМ были получены стабильные положительные результаты по многим показателям процесса плавки и ме-

ханическим свойствам стали. Данные исследований и испытаний приведены в табл. 1 и 2 и графиках на рис. 2–4.

Таблица 1

Наименование показателей	Значения показателей плавки		Изменение показателей, %
	По экспериментальной технологии	По действующей технологии	
1. Содержание закисы марганца в шлаке после процесса диффузионного раскисления, %	7,5	13,9	46
2. Расход ферромарганца марки ФМн-88, кг/т	37,2	39,1	4,8
3. Расход плавикового шпата (CaF_2), кг/т.	0	3,2	100
4. Расход известняка (CaCO_3) на образование шлака; кг/т	99	104	14
5. Расход молотого кокса в процессе диффузионного раскисления стали; кг/т	3	9,5	68
6. Расход графитированных электродов; кг/т	3,1	3,6	14
7. Расход электроэнергии на выплавку стали; кВт·час/т	742	771	3,8

Анализируя данные табл. 1 и график, представленный на рис. 2, можно сделать следующие выводы:

– все показатели экспериментальных плавки (23 шт.) превосходят показатели контрольных плавки (49 штук).

При плавке высокомарганцевой стали с использованием ВУМ снижается расход марганецсодержащих ферросплавов, раскислителей, шлакообразующих материалов и флюсов, графитированных электродов, электроэнергии и в перспективе возможна экономия огнеупоров.

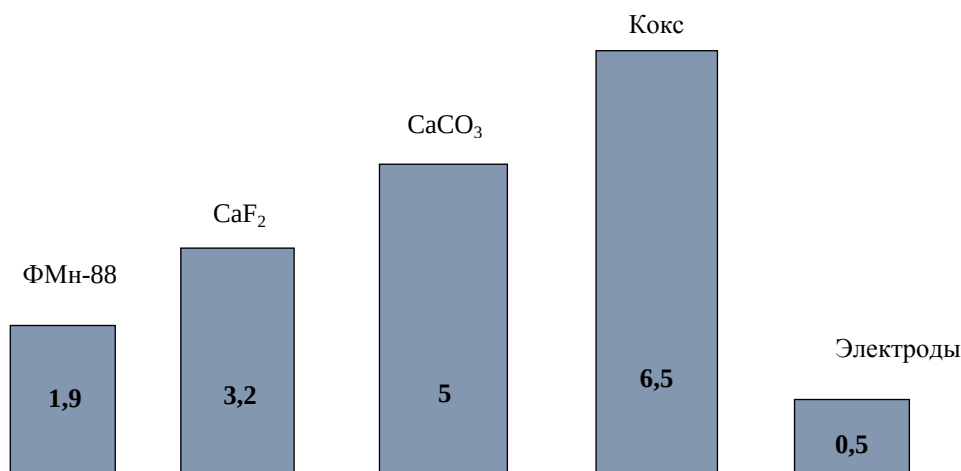


Рис. 2. Снижение расхода материалов при использовании высокоуглеродистых теплоизолирующих шлаковых смесей, кг на тонну жидкой стали 110Г13Л

По ходу проведения плавки были отлиты заготовки для определения механических и технологических свойств исследуемой стали (табл. 2).

Анализ данных табл. 2 и 3 показывает, что практически все показатели механических, технологических свойств в экспериментальных плавках выше, чем в контрольных, а уровень брака детали «звено гусеницы» – ниже.

Незначительное снижение значений предела текучести (σ_t – 1,6 %) объясняется следующим. Металлографическими исследованиями

было выявлено, что в металле контрольных плавки значительно больше неметаллических включений, которые упрочняют сталь, так как металл контрольных плавки хуже раскислен. В экспериментальных же плавках, в которых процесс диффузионного раскисления проходил с применением высокоуглеродистого материала, значительно выше значения пластических характеристик и ударной вязкости. Поэтому, в целом, следует ожидать повышения эксплуатационной надежности литых изделий.

Таблица 2

Наименование свойств и показателей	Значения механических свойств стали для плавов		Процент изменения свойств
	По экспериментальной технологии	По действующей технологии	
Количество трещин в пробах Бартона при испытаниях на изгиб; Шт	0	2	100
*Среднее значение предела текучести при растяжении, σ_t , МПа	740	760	-2,6
Среднее значение предела прочности при растяжении, σ_b , МПа	610	600	1,6
Среднее значение относительного удлинения стали, δ ; %	16	14	14
Среднее значение относительного сужения, ψ ; %	27	23	17
**Среднее значение ударной вязкости, RCU; Дж/см ²	215	180	19
***Среднее значение предельной разрушающей нагрузки на «беговую дорожку» детали «звено гусеницы»; т	18,2	15,7	16
Брак деталей «звено гусеницы» по горячим трещинам; %	0,35	0,62	43
Брак деталей «звено гусеницы» по причине неспай; %	0,14	0,29	51
Общий брак детали «звено гусеницы»; %	3,1	3,52	12

Примечания:

*Средние значения показателей механических свойств при проведении испытаний на растяжение подсчитывались по следующей формуле:

$$X = \frac{\sum \text{значений механического свойства}}{\text{количество плавов} \times 3 \text{ образца}}$$

**Средние значения показателей ударной вязкости подсчитывали по формуле:

$$X = \frac{\sum \text{значений ударной вязкости}}{\text{количество плавов} \times 5 \text{ образцов}}$$

***Средние значения предельной разрушающей нагрузки подсчитывали по формуле:

$$X = \frac{\sum \text{значений предельной нагрузки}}{\text{количество плавов} \times 3 \text{ детали}}$$

Таким образом, применение высокоуглеродистого материала для наведения шлака при плавке высокомарганцевой стали 110Г13Л позволяет улучшить качество металла и улучшить экономические показатели.

Дополнительная присадка в шлакообразующую смесь на основе ВУМ алюмошлака от производства вторичного алюминия показала некоторое улучшение свойств металла и всех показателей процесса плавки. Заметно улучшились характеристики процесса диффузионного раскисления, так как алюминий более сильный раскислитель, чем углерод. Содержание закиси марганца в конечном шлаке составило в среднем 3,9 % вместо 7,5 % при использовании одной присады ВУМ. Остальные характеристики процесса плавки, технологические и механические свойства, уровень литейного брака практически не изменились. Поэтому было принято решение использовать алюмошлак при диффузионном раскислении расплава жаропрочной стали 20Х18Н24С2Л.

Технологические наработки, полученные при проведении экспериментов со сталью 110Г13Л частично переносились на процессы плавки сталей 45ФЛ и 20ГФЛ. При выплавке сталей 45ФЛ и 20ГФЛ в электродуговую печь для создания теплоизолирующего шлака присаживались 4–6 кг ВУМ. Уменьшенный расход материала объясняется отсутствием необходимости тратить углерод на процесс диффузионного раскисления стали.

Выводы

1. Применение высокоуглеродистого материала для наведения шлака при плавке высокомарганцевой стали 110Г13Л позволяет улучшить качество металла и улучшить экономические показатели.

2. Применение в шлакообразующую смесь на основе ВУМ алюмошлака улучшает характеристики процесса диффузионного раскисления.

3. Показана возможность использования высокоуглеродистого материала для процессов плавки сталей 45ФЛ и 20ГФЛ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Дибров, И. А. Литейное производство – прогресс машиностроения / И. А. Дибров. – «Литейщик России», № 8, 2019. – С. 13–24.
2. Воронин, Ю. Ф. Повышение качества литья. Системный подход / Ю. Ф. Воронин. – М.: Машиностроение, 2007. – 263 с.
3. Тимофеева, А. С. Теплофизика металлургических процессов: учебное пособие / А. С. Тимофеева, В. В. Федина. – Старый Оскол: ООО «ГНТ», 2008. – 136 с.
4. Теплофизические свойства смесей из растительных материалов для изоляции зеркала металла / К. Д. Ильченко, Ю. А. Розенгарт, Н. И. Виниченко и др. – «Сталь», № 12, 1986. – С. 36–39.
5. Выбор эффективных теплоизолирующих и безтопливных смесей для разливки сталей / В. Г. Кнохин, Л. Н. Король, В. А. Булат и др. – «Сталь», № 9, 2018. – С. 33–34.
6. Опробование при разливке стали теплоизолирующей смеси на основе диатомитовых пород / В. А. Булат, В. Н. Кренделев, В. П. Осипов и др. – «Сталь», № 11, 2012. – С. 21.
7. Шлакообразующая смесь для разливки подшипниковой стали / А. П. Данилов, Т. В. Захарова, Н. А. Козырев и др. – «Сталь», № 6, 2016. – С. 30–31.
8. Опыты применения универсальных теплоизолирующих смесей для промежуточного ковша / А. П. Кривенко, А. Н. Легченков, Ю. В. Климов и др. – «Сталь», № 11, 2017. – С. 13–15.
9. Теплопроводность засыпок для защиты зеркала металла / И. И. Вишневецкий, Д. Б. Глушнова, С. Я. Цыпин и др. – Сталь, № 10, 2005. – С. 41–42.
10. Регулирование температурного режима разливки углеродистой и высокомарганцевой стали / Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Н. В. Маркина, Д. Ю. Гребнев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (242) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Металлургия»). – С. 65–68.

REFERENCES

1. Dibrov, I. A. Foundry production – progress in mechanical engineering / I.A. Dibrov - "Founder of Russia", No. 8, 2019 – pp. 13-24.
2. Voronin, Yu. F. Improving the quality of casting. A systems approach / Yu.F. Voronin - M: Mashinostroenie, 2007 – 263 p.
3. Timofeeva, A. S. Thermal physics of metallurgical processes. A tutorial / A.S. Timofeeva, V.V. Fedina - Stary Oskol: ООО "TNT", 2008 – 136 p.
4. Ilchenko, K. D., Thermophysical properties of mixtures of plant materials for insulating the metal surface / K.D. Ilchenko, Yu.A. Rozengart, N.I. Vinichenko et al. - "Steel", No. 12, 1986. P. 36-39
5. Knokhin, V. G. Selection of effective heat-insulating and fuel-free mixtures for steel pouring / V.G. Knokhin, L.N. Korol, V.A. Bulat et al. - "Steel", No. 9, 2018. P. 33, 34.
6. Bulat, V. A. Testing of a heat-insulating mixture based on diatomite rocks during steel pouring / V.A. Bulat, V.N. Krendeliev, V.P. Osipov et al. - "Steel", No. 11, 2012. P. 21.
7. Danilov, A. P. Slag-forming mixture for casting bearing steel. / A.P. Danilov, T.V. Zakharova, N.A. Kozirev et al. - "Steel", No. 6, 2016. P. 30,31
8. Krivenko, A. P. Experiments in the use of universal heat-insulating mixtures for an intermediate ladle / A.P. Krivenko, A.N. Legchenkov, Yu.V. Klimov et al. - "Steel", No. 11, 2017. P. 13-15
9. Vinshevsky, I. I. Thermal conductivity of backfill for protecting the metal surface. /I.I. Vishnevsky, D.B. Glushnova, S.Ya. Tsypin et al. - Steel, No. 10 2005. P. 41, 42.
10. Regulation of the temperature regime of pouring carbon and high-manganese steel / Yu.V. Grebnev, V.F. Zharkova, N.V. Markina, D.Yu. Grebnev // Bulletin of VolGTU. Series: Metallurgy. - Volgograd, 2020. - No. 7 (242). - P. 65-68.

Статья поступила в редакцию 16.06.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 16.06.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.745.01:669.018.8

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-49-55

Научная статья

Original article

**С. В. Дубинин¹, В. А. Коровин², И. О. Леушин², М. А. Гейко²
С. В. Плохов², И. В. Гейко²**

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАВКИ
СТАЛИ 12Х18Н12М3ТЛ С ЦЕЛЬЮ СНИЖЕНИЯ ГАЗОВОЙ
ПОРИСТОСТИ В ОТЛИВКАХ ДЛЯ КОРПУСНЫХ ДЕТАЛЕЙ**

¹ ООО «Гусар», Гусь-Хрустальный, Владимирская область, Россия

² Нижегородский государственный технический университет
им. Р. Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия

✉ Валерий Александрович Коровин, v.korovin2015@yandex.ru

Аннотация. Рассмотрены особенности получения корпусных деталей из коррозионно-стойкой стали. Отмечены основные недостатки литейной стали и образуемые на отливках корпусных деталей дефекты. Рассмотрено влияние на образование дефектов химического состава и технологических параметров литья. Отмечено, что важную роль в формировании качества и свойств стальных отливок оказывает химический состав. Определена практическая значимость предлагаемых мероприятий, которые могут быть рекомендованы предприятиям при изготовлении отливок корпусных деталей из стали марки 12Х18Н12М3ТЛ.

Ключевые слова: коррозионно-стойкая сталь, корпусное литьё, газовая пористость, химический состав

Благодарности: авторы выражают благодарность коллективу ООО «Гусар» за проведение исследований химического состава экспериментальных сталей.

Финансирование: исследования выполнены в ходе научно-исследовательских работ с ООО «Гусар» (х/д 25/2774 от 09.02.2026).

Для цитирования: Дубинин С. В., Коровин В. А., Леушин И. О., Гейко М. А., Плохов С. В., Гейко И. В. Совершенствование технологии плавки стали 12X18N12M3TL с целью снижения газовой пористости в отливках для корпусных деталей. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 49–55. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-49-55.

Информация об авторах:

Сергей Владимирович Дубинин – заместитель технического директора ООО «Гусар», г. Гусь-Хрустальный, Владимирская область
e-mail: s.dubinin@gusarm.ru

Валерий Александрович Коровин – д-р техн. наук, доцент, профессор кафедры «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, г. Нижний Новгород
Scopus ID: 7005689316
e-mail: v.korovin2015@yandex.ru

Игорь Олегович Леушин – д-р техн. наук, профессор, заведующий кафедрой «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, г. Нижний Новгород.
Scopus ID: 6603352244
e-mail: mto@nntu.ru

Михаил Алексеевич Гейко – канд. техн. наук, доцент, доцент кафедры «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, г. Нижний Новгород.
Scopus ID: 57063322100
e-mail: mices@bk.ru

Сергей Владимирович Плохов – д-р техн. наук, профессор, профессор кафедры «Нанотехнологии и биотехнологии» Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, г. Нижний Новгород.
Scopus ID: 6507078338
e-mail: plohov1209@ya.ru

Игорь Васильевич Гейко – канд. техн. наук, доцент, доцент кафедры «Производственная безопасность, экология и химия» Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, г. Нижний Новгород.
e-mail: gigorvas@yandex.ru

Вклад авторов:

С. В. Дубинин – разработка общей концепции исследования.

В. А. Коровин – разработка идеи, написание статьи.

И. О. Леушин – разработка идеи, интерпретация результатов.

М. А. Гейко – сбор и анализ данных, редактирование статьи.

С. В. Плохов – анализ данных, оформление материалов.

И. В. Гейко – анализ данных, оформление материалов.

*S. V. Dubinin¹, V. A. Korovin², I. O. Leushin²
M. A. Geyko², S. V. Plokhov², I. V. Geyko²*

**IMPROVING THE STEEL MELTING TECHNOLOGY FOR 12Kh18N12M3TL
STEEL TO REDUCE GAS POROSITY IN CASTINGS FOR HOUSING PARTS**

¹ LLC “Gusar”, Gus-Khrustalny, Vladimir Region, Russia

² Nizhny Novgorod State Technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia

✉ Valeriy A. Korovin, v.korovin2015@yandex.ru

Abstract. The paper discusses the specifics of producing housing parts from corrosion-resistant steel. The main drawbacks of cast steel and typical defects formed on cast housing parts are identified. The influence of chemical composition and casting process parameters on defect formation is examined. It is emphasized that the chemical composition plays a crucial role in determining the quality and properties of steel castings. The practical significance of the proposed measures is determined; these can be recommended to enterprises manufacturing cast housing parts from 12Kh18N12M3TL steel.

Keywords: corrosion-resistant steel, housing casting, gas porosity, chemical composition

Acknowledgments: the authors express their gratitude to the team of LLC “Gusar” for conducting chemical composition analyses of experimental steels.

Funding: the research was carried out as part of R&D activities with LLC “Gusar” (Contract No. 25/2774 dated 09.02.2026).

For citation: Dubinin S. V., Korovin V. A., Leushin I. O., Geiko M. A., Plokhov S. V., Geiko I. V. Improving the steel melting technology for 12Kh18N12M3TL steel to reduce gas porosity in castings for housing parts. Izvestiya VSTU. 2026; 7(314): 49–55. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-49-55.

Information about the authors:

Sergey V. Dubinin – Deputy Technical Director, LLC “Gusar”, Gus-Khrustalny, Vladimir Region, Russia.
e-mail: s.dubinin@gusarm.ru

Valeriy A. Korovin – Doctor of Engineering Sciences, Associate Professor, Professor at the Department of Metallurgical Technologies and Equipment, Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.

Scopus ID: 7005689316
e-mail: v.korovin2015@yandex.ru

Igor O. Leushin – Doctor of Engineering Sciences, Professor, Head of the Department of Metallurgical Technologies and Equipment, Nizhny Novgorod State Technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.

Scopus ID: 6603352244
e-mail: mto@nntu.ru

Mikhail A. Geyko – Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor, Associate Professor at the Department of Metallurgical Technologies and Equipment, Nizhny Novgorod State Technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.

Scopus ID: 57063322100
e-mail: mices@bk.ru

Sergey V. Plokhov – Doctor of Engineering Sciences, Professor, Professor at the Department of Nanotechnologies and Biotechnologies, Nizhny Novgorod State Technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.

Scopus ID: 6507078338
e-mail: plohov1209@ya.ru

Igor V. Geyko – Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor, Associate Professor at the Department of Industrial Safety, Ecology and Chemistry, Nizhny Novgorod State Technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.

e-mail: gigorvas@yandex.ru

Contribution of the Authors:

Sergey V. Dubinin – developed the overall research concept.

Valeriy A. Korovin – developed the research idea and wrote the manuscript.

Igor O. Leushin – developed the research idea and interpreted the results.

Mikhail A. Geyko – collected and analyzed the data, edited the manuscript.

Sergey V. Plokhov – analyzed the data and prepared the materials.

Igor V. Geyko – analyzed the data and prepared the materials.

Развитие нефтяной отрасли в настоящее время связано с внедрением новых технологий, которые предъявляют повышенные требования к аппаратным средствам технологических линий, надежность работы которых напрямую связана с эксплуатационными характеристиками промышленной трубопроводной арматуры, в частности корпусных деталей. В связи с этим возникает потребность в повышении эксплуатационных свойств корпусных деталей трубопроводной арматуры. Основным инструментом повышения эксплуатационных свойств литейных сталей представляется совершенствование технологий приготовления расплава и его обработки в жидкой фазе [1; 2].

**Материал для корпусных деталей
в нефтяной отрасли**

Одним из основных материалов отливок корпусных деталей в нефтяной отрасли, работающих при высокой температуре и давлении в агрессивной среде, является коррозионностойкая сталь аустенитного класса марки 12X18H12M3TL.

Эта сталь имеет относительно высокие механические свойства и удовлетворительную стойкость в окислительных средах, высокую стойкость к растворам органических кислот, а также в щелочах [3; 4]. Однако сталь 12X18H12M3TL характеризуется неоднородностью структуры, склонностью к межкристал-

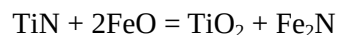
литной коррозии, низкой трещиностойкостью. Также она склонна к пленообразованию, пористости и усадочным раковинам, вследствие ее относительно низких литейных свойств.

Повышенное содержание кислорода, азота, серы, титана и алюминия может привести к образованию в стали неметаллических включений типа TiN, AlN, TiS.

Подкорковая пористость на стали, применяемой в условиях ООО «Гусар»

Сталь 12X18H12M3ТЛ применяется для изготовления отливок деталей, устойчивых к воздействию агрессивных, кислотных сред. Детали из стали 12X18H12M3ТЛ способны длительное время работать под нагрузкой при высоких температурах (до + 800 °С).

При изготовлении отливок одной из коррозионностойких, кислотостойких, жаропрочных сталей аустенитного класса легированных Mo, Ni, Cr, Ti часто встречается такая проблема, как подкорковая пористость. Наибольшее распространение дефект имеет место в верхней части отливки [5; 6]. Исследованиями установлено, что металл дефектной зоны содержит скопления нитридов титана TiN, а металл дефектной зоны содержит повышенное количество титана и азота. Поэтому можно предположить, что подкорковая пористость образуется в результате взаимодействия оксидов металла, образующихся на поверхности металла с нитридами титана. Результат взаимодействия – образование азота. Реакция взаимодействия в этом случае будет осуществляться в соответствии с уравнением:



Образовавшееся соединение Fe₂N неустойчиво и диссоциирует с образованием атомарного азота. Величина изменения свободной энергии при температуре 1500К составляет примерно 125,5 кДж/моль, что свидетельствует о высокой реакционной способности. Так как реакция экзотермическая, то понижение температуры приводит к выделению азота с образованием пористости в поверхностных слоях – подкорковой пористости.

Подкорковая пористость – это дефект, представляющий собой скопление тонких, удлиненных раковин неправильной формы с гладкой поверхностью и золотистым оттенком, что может свидетельствовать о наличии нитрида титана. Большая часть дефектов обнаруживается непосредственно после проведения термической обработки, после удаления окалины, другая часть – вскрывается в ходе проведения механической обработки. Указанный дефект образуется в верхней части отливки (рис. 1).

На ООО «Гусар» проводились опытные работы по снижению температуры заливки, после чего количество пористости существенно снижалось, но возникал такой дефект, как «спай». Для сравнения на предприятии проводилась заливка стали 15X23H18Л.

После осмотра отливок, залитых данной маркой, дефектов аналогичных дефектов выявлено не было, что может свидетельствовать о влиянии титана на образование подкорковой пористости на отливках.



Рис.1. Фото дефектов на высоколегированной аустенитной стали

Ход исследования (стадии проведения выявления влияния титана и алюминия на подкорковую пористость)

Этап 1 – Проведение плавки с применением лигатуры AlTi5B1.

Масса жидкой стали 1730 кг.

1. После расплавления 1/3 металлозавалки введено в печь 4 кг модификатора L-Cast 5.2.

2. Перед вводом ферротитана на зеркало металла введен алюминий АВ 87 – 2 кг.

3. Титан вводился в печь на зеркало металла после 1-й пробы – 23,8 кг. Для компенсации

угара титана перед выпуском вводится ферротитан – 10,7 кг.

4. На дно ковша перед выпуском введены: мишметалл – 0,9 кг, силикокальций – 1,8 кг, лигатура AlTi5B1 – 0,9 кг/т, модификатор Барс 25 – 4 кг.

5. Температура металла в печи перед выпуском – 1640 °С.

6. Температура начала заливки – 1580 °С.

Результаты химического анализа проб приведены в табл. 1.

Фото отливки после проведения термической обработки приведены на рис. 2.

Таблица 1

Результаты химического анализа проб на этапе 1
(1 – первая проба, 2 – вторая проба, К – ковшевая проба)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
1	0,061	0,67	1,15	0,027	0,006	17,02	8,33	0,05
2	0,064	0,40	1,76	0,026	0,006	17,34	8,45	0,05
К	0,063	0,40	1,91	0,026	0,012	17,53	8,20	0,08
	Cu	Ti	V	Al	W	Ca	N	Co
1	0,04	0,071	0,16	0,006	0,003	0,0011	0,036	0,22
2	0,04	0,68	0,17	0,089	0,005	0,0014	0,005	0,23
К	0,04	0,75	0,17	0,10	0,006	0,0014	0,004	0,22



Рис. 2. Отливка «Корпус» после проведения термообработки (1 этап)

На рис. 2 явно прослеживается дефект «коррозийная пористость».

Этап 2 – Проведение плавки со сниженным содержанием титана.

Масса жидкой стали 1500 кг.

1. Перед введением ферротитана на зеркало металла введен алюминий АВ 87 – 0,5 кг.

2. Титан вводился в печь на зеркало металла перед второй пробой – 19,8 кг и после второй пробы – 2,1 кг.

3. На дно ковша перед выпуском введены: мишметалл – 0,75 кг, силикокальций Ск30 – 4,5 кг; лигатура AlTi5B1 – 0,75 кг/т.

4. Температура металла в печи перед выпуском – 1640 °С.

5. Температура начала заливки – 1585 °С.

Результаты химического анализа проб приведены в табл. 2.

Фото отливки после проведения термической обработки приведены на рис. 3.

Таблица 2

Результаты химического анализа проб на этапе 2

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
1	0,032	0,34	1,25	0,031	0,008	16,95	8,50	0,21
2	0,04	0,37	1,82	0,030	0,017	16,84	8,08	0,21
К	0,042	0,68	1,81	0,030	0,022	17,41	7,89	0,24
	Cu	Ti	V	Al	W	Ca	N	Co
1	0,040	0,025	0,11	0,003	0,012	0,002	0,03	0,31
2	0,042	0,73	0,13	0,08	0,013	0,005	0,01	0,24
К	0,042	0,32	0,13	0,3	0,012	0,003	0,02	0,3



Рис. 3. Отливка «Корпус» после проведения термообработки (2 этап)

На рис. 3 прослеживается снижение дефекта «корковая пористость».

Этап 3 – Проведение плавки со сниженным содержанием титана и алюминия.

Масса жидкой стали 1500 кг

1. Перед введением ферротитана на зеркало металла алюминий АВ 87 не вводился.

2. Титан вводился в печь на зеркало металла перед второй пробой – 19,8 кг и после второй пробы – 3,7 кг.

3. На дно ковша перед выпуском введены: мишметалл – 0,75 кг, силикокальций Ск30 – 4,5 кг.

4. Температура металла в печи перед выпуском – 1640 °С.

5. Температура начала заливки – 1583 °С.

Результаты химического анализа проб приведены в таблице 3.

Фото отливки после проведения термической обработки приведены на рис. 4.

Таблица 3

Результаты химического анализа проб на этапе 3

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
1	0,04	0,29	1,36	0,031	0,009	17,97	7,23	0,49
2	0,04	0,68	1,83	0,030	0,020	17,12	7,69	0,50
К	0,046	0,8	1,76	0,030	0,018	17,14	8,80	0,45
	Cu	Ti	V	Al	W	Ca	N	Co
1	0,040	0,05	0,12	0,012	0,013	0,003	0,032	0,23
2	0,041	0,65	0,14	0,038	0,016	0,006	0,019	0,23
К	0,038	0,257	0,14	0,02	0,017	0,0024	0,017	0,28



Рис. 4. Отливка «Корпус» после проведения термообработки (3 этап)

На третьем этапе дефект «корковая пористость» не выявлен.

Выводы

1. Обнаружена зависимость между количеством вводимого алюминия и титана с интенсивностью образования подкорковой пористости. Снижение количества вводимых алюминия и титана привело к заметному улучшению качества поверхности отливок и сокращению количества дефектов.

2. Исключен ввод алюминия из процесса выплавки стали 12X18H9ТЛ на последней плавке. Данная мера, реализованная совместно со сниженным содержанием титана (менее 0,50 %) в химическом составе, позволила получить наилучшее качество отливок. Данная мера показывает на достаточную способность титана раскислять сплав без ввода дополнительного алюминия.

3. Подобранный температурно-скоростной режим заливки подтвердил свою эффективность, обеспечив качественное заполнение форм без спаев и удовлетворительную жидко-

текучесть металла при скорректированном химическом составе.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Исследование литейных свойств супердуплексной и серийной аустенитной стали, разработка технологии и изготовление опытных отливок корпусов арматуры / Н. С. Туманова, В. И. Тихонов, А. С. Смирнов, С. Г. Самохвалов, А. А. Большаков, В. Г. Назаров, И. О. Леушин // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева, 2015. – № 2(109). – С. 242–252.
2. *Коровин, В. А.* Комплексная обработка расплава стали и чугуна: монография / В. А. Коровин, Р. Н. Палавин; Нижегород. гос. техн. ун-т им. Р. Е. Алексеева. – Нижний Новгород, 2009. – 101 с.
3. *Ульянин, Е. А.* Коррозионностойкие стали и сплавы: справ. изд. / Е. А. Ульянин. – М.: Металлургия, 1991. – 256 с.
4. *Юкалов, И. Н.* Отливки из химически стойких сплавов / И. Н. Юкалов. – М.: Машиностроение, 1964. – 231 с.
5. Дефекты стальных слитков и проката: справ. изд. / В. В. Правосудович, В. П. Сокуренок, В. Н. Данченко и др. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 384 с.
6. *Воронин, Ю. Ф.* Атлас литейных дефектов черных сплавов / Ю. Ф. Воронин, В. А. Камаев. – М.: Машиностроение, 2005. – 328 с.

REFERENCES

1. *Tumanova, N. S., Tikhonov V.I., Smirnov A.S., Samokhvalov S.G., Bolshakov A.A., Nazarov V.G., Leushin I.O.* Investigation of Casting Properties of Superduplex and Standard Austenitic Steels, Development of Technology and Production of Experimental Castings for Valve Bodies // Proceedings of Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev. 2015. No. 2(109). P. 242–252.
2. *Korovin, V. A., Palavin R.N.* Complex Treatment of Steel and Cast Iron Melts: Monograph / V.A. Korovin, R.N. Palavin; Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev. — Nizhny Novgorod, 2009. — 101 p.
3. *Ulyanin, E. A.* Corrosion-Resistant Steels and Alloys: Reference Book. Moscow: Metallurgiya, 1991. 256 p.
4. *Yukalov, I. N.* Castings from Chemically Resistant Alloys / I.N. Yukalov. – Moscow: Mashinostroenie, 1964. – 231 p.
5. Defects of Steel Ingots and Rolled Products: Reference Book / V.V. Pravosudovich, V.P. Sokurenko, V.N. Danchenko et al. – Moscow: Intermet Engineering, 2006. – 384 p.
6. *Voronin, Yu. F.* Atlas of Casting Defects in Ferrous Alloys / Yu.F. Voronin, V.A. Kamaev. – Moscow: Mashinostroenie, 2005. – 328 p.

Статья поступила в редакцию 20.05.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 20.05.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.74
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-56-64

Научная статья
Original article

И. О. Леушин¹, С. А. Манцеров¹, М. Н. Саубанов², М. З. Хатамтаев²

**ВЫБОР ФОРМОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ
ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КРУПНЫХ ТИТАНОВЫХ ОТЛИВОК**

¹ Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева,
Нижний Новгород, Россия

² Зеленодольский завод имени А. М. Горького, Зеленодольск, Россия

✉ Марат Нинарович Саубанов, marat.saubanov@mail.ru

Аннотация. В работе приведены результаты анализа высокоогнеупорных формовочных материалов для изготовления химически активных титановых сплавов. Разработаны оптимальные составы периклазовых формовочных материалов с использованием оборотной смеси. Промышленное опробование формовочных материалов позволило разработать экологичный технологический процесс изготовления литейных форм для серийного производства титановых отливок.

Ключевые слова: периклазовые порошки, оборотная смесь, физико-механические свойства, газотворность, гранулометрический состав, обжиг литейных форм

Благодарности: авторы выражают благодарность генеральному директору АО «Зеленодольский завод им. А. М. Горького» А. Н. Филиппову.

Финансирование: исследования выполнены при финансовой поддержке АО «Зеленодольский завод им. А. М. Горького».

Для цитирования: Леушин И. О., Манцеров С. А., Саубанов М. Н., Хатамтаев М. З. Выбор формовочных материалов для производства крупных титановых отливок. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 56–64. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-56-64.

Информация об авторах:

Игорь Олегович Леушин – заслуженный металлург РФ, профессор, д-р техн. наук, заведующий кафедрой «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева

<https://orcid.org/0000-0001-7284-7989>

e-mail: igoleu@yandex.ru

Сергей Александрович Манцеров – доцент, д-р техн. наук, директор Института промышленных технологий машиностроения

<https://orcid.org/0000-0001-8458-8259>

e-mail: mto@nntu.ru

Марат Нинарович Саубанов – канд. техн. наук, главный металлург АО «Зеленодольский завод имени А. М. Горького»

e-mail: marat.saubanov@mail.ru

Марат Занбакович Хатамтаев – технический директор АО «Зеленодольский завод имени А. М. Горького»

e-mail: hatamtaev@yandex.ru

Вклад авторов:

И. О. Леушин – разработка общей концепции исследования.

С. А. Манцеров – выбор методологии, критический анализ материала.

М. Н. Саубанов – разработка идеи, анализ данных, интерпретация результатов, проведение эксперимента, сбор данных, написание статьи.

М. З. Хатамтаев – проведение экспериментов, оформление материала.

I. O. Leushin¹, S. A. Mantserov¹, M. N. Saubanov², M. Z. Khatamtaev²

**SELECTION OF MOLDING MATERIALS FOR THE PRODUCTION
OF LARGE TITANIUM CASTINGS**

¹NSTU named after R. E. Alekseev, N. Novgorod, Russia

²JSC "Zelenodolsk Plant named after A. M. Gorky", Zelenodolsk, Russia

✉ Marat N. Saubanov, marat.saubanov@mail.ru

Abstract. The paper presents the results of analysis of highly refractory molding materials for the production of chemically reactive titanium alloys. Optimal compositions of periclase molding materials with use of reconditioned sand have been developed. Industrial testing of molding materials allowed the development of an environmentally friendly technological process for the manufacture of casting molds for the serial production of titanium castings.

Keywords: periclase powders, reconditioned sand, physical and mechanical properties, gas content, grain size distribution, calcination of casting molds

Acknowledgements: the authors express their gratitude to A. N. Filippov, Director General of Zelenodolsk Plant named after A. M. Gorky JSC.

Financing: The research was carried out with the financial support of Zelenodolsk Plant named after A.M. Gorky JSC.

For citation: Leushin I. O., Mantserov S. A., Saubanov M. N., Khatamtaev M. Z. Selection of molding materials for the production of large titanium castings. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 56–64. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-56-64.

About the authors:

Igor O. Leushin – Honored Metallurgist of the Russian Federation, Professor, Doctor of Technical Sciences, Head of the Department for Metallurgical Technologies and Equipment at Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseyev

<https://orcid.org/0000-0001-7284-7989>

e-mail: igoleu@yandex.ru

Sergey A. Mantserov – Assistant Professor, Doctor of Technical Sciences, Director of the Institute of Manufacturing Engineering

<https://orcid.org/0000-0001-8458-8259>

e-mail: mto@nntu.ru

Marat N. Saubanov – Ph.D in Technical Sciences, Chief Metallurgist of Zelenodolsk Plant named after A. M. Gorky JSC

e-mail: marat.saubanov@mail.ru

Marat Z. Khatamtaev – Technical Director of Zelenodolsk Plant named after A. M. Gorky JSC

e-mail: hatamtaev@yandex.ru

Contribution of the authors:

Igor O. Leushin – development of the research framework concept.

Sergey A. Mantserov – choice of methodology, critical analysis of the material.

Marat N. Saubanov – idea development, data analysis, results interpretation, experiment performance, data collection, article writing.

Marat Z. Khatamtaev – experiment performance, text review and editing.

Введение

Обычные формовочные материалы не могут быть использованы для изготовления форм и стержней заливаемых высокорекреакционными титановыми сплавами вследствие низкой огнеупорности недостаточной химической стойкости высокой газотворности при контакте с жидким металлом в вакууме. Высокая реакционная способность титановых сплавов в жидком состоянии, высокая температура литья (1800–2000 °С) с низким давлением в период формирования и охлаждения отливок к литейным формам предъявляются жесткие требования. Расплавленный титан практически взаимодействует со всеми огнеупорными материалами.

В результате многочисленных поисков в США, Англии, Франции, Японии, Китае и других в качестве основного материала для литейных форм был выбран графит.

Осуществление технологических процессов изготовления отливок в графитовые формы связано с необходимостью переработки графитовых порошков, обжига форм в вакууме или в печах с восстановительной атмосферой, принятия мер по предупреждению загрязнения атмосферы цеха вредными веществами, являющихся продуктом разложения смол.

Преимуществом графитовых форм является незначительное загрязнение вредными примесями металла в поверхностных слоях, отливок,

а недостатком – худшая заполняемость, усадка форм в процессе их обжига и повышенная загрязненность цеха.

Ряд высокоогнеупорных и термодинамически устойчивых к титану оксидов для изготовления литейных форм не нашли промышленного применения вследствие токсичности (оксид бериллия), повышенной гидратируемости влагой воздуха (оксид кальция), α -радиоактивности (двуокись тория), (моносulfат церия, окись иттрия) окисляемости и взрывоопасности при нагреве.

Окись магния – основа периклаза термодинамически более устойчива по отношению к окислам титана, чем окись алюминия или двуокись циркония. Теплота образования окиси магния сравнима образования двуокиси тория. Высокая температура плавления – 3073°K обеспечивает работоспособность окиси магния до 2673°K. По сравнению с другими высокоогнеупорными окислами, окись магния (периклаз) имеет высокий коэффициент термического расширения, что требует определенные режимы обжига. Периклазовая формовочная смесь, содержащая в качестве связующего вещества жидкое стекло до 14 % – отверждаемое углекислотой, представляет сложную систему оксидов, компоненты которой взаимодействуют между собой как при нормальной температуре, так и при нагреве.

В опубликованной литературе практически не рассмотрены процессы и изменение физико-механических свойств периклазовых (магнезитовых) смесей с повторным полным или частичным использованием оборотного материала литейных форм с целью сокращения расхода магнезитового порошка.

А также из-за высокотемпературных режимов обжига 1000–1200 °C периклазовых смесей формовка производится в стержнях без применения опочной оснастки, что приводит к повышенному расходу.

Расход периклазовой смеси на 1 т годного титанового литья составляет до 13 т.

Актуальность данной работы вызвана также возрастающим дефицитом периклазовых (магнезитовых) порошков с высоким содержанием магния. Анализ качества титановых отливок изготовленных в периклазовых формах и стержнях показал, что более 60 % дефектов образуются по вине материала и свойств литейных форм и стержней.

В графитовых литейных формах в основном получают тонкостенные отливки из сплавов титана для авиакосмической техники.

Для производства массивных и крупногабаритных титановых отливок в периклазовых формах требуется разработка экологического технологического процесса изготовления инертных литейных форм с использованием оборотной смеси.

Материалы и методы исследования

Для изготовления образцов и измерения прочности смесей применялся лабораторный электронный универсальный прибор мод. 42104 «SIMPSON».

Газопроницаемости смесей определяли с помощью прибора мод. 42105 «SIMPSON».

Сушку и обжиг образцов проводили в электропечи марки СКОЛ – 1,6. 2,5. 1/П-М1У – 4.2.

Методика исследования включала следующие определения:

- зернового состава исходных материалов с помощью набора сит с сетками нормальной точности от № 2 до № 005 (ГОСТ 6613-73) и тазика на приборе 029 (усредненная проба);

- химического состава материалов (ГОСТ 2642.2-71 и ГОСТ 2642.3-71) с погрешностью $\pm 0,1$ % (усредненная проба);

- температуры деформации под нагрузкой (ГОСТ 4070-48) с точностью до ± 20 К;

- линейной усадки образцов (ГОСТ НКТП – 3267) на образцах $\varnothing 50 \times 50$ мм.

Экспериментальные работы.

Обсуждение полученных результатов

В результате исследований на основе порошка периклазового порошка марки «ПФ» был разработан высококачественный формовочный материал марки ППЛФ (порошок периклазовый для литейных форм). С этой целью порошок марки «ПФ» подвергался гидротации в силосах при температуре до 80 °C, обогащаясь до 15÷22 массовых % порошком турбомельничного помола с величиной зерен 50 и менее микрон.

После завершения процесса химического твердения уплотненная периклазовая смесь представляет относительно крупные зерна наполнителя (до 80 %), сцементированное междузеренным веществом, в состав которого входят: пылевидный магнезит, гидрокарбонаты натрия, карбонаты кальция и магния, и гель кремневой кислоты. Формы из такой смеси отличаются высокой газотворностью в вакууме и требуют

тепловой обработки при температурах 1000–1050 °С. Основной целью обжига магнезитовых форм являются наиболее полное удаление паров воды и углекислого газа.

При разработке состава периклазовой смеси с отходами оборотной смеси использовали порошок, полученный дроблением в щековой дробилке и полигональных ситах.

Коагуляцию связующего жидкого стекла проводили углекислым газом.

Промышленное опробование формовочной смеси с использованием оборотного периклазового порошка проводили на крупногабаритных титановых корпусных отливках Ду300, Ду350 сложной конфигурации массой более 1000 кг, где расход смеси достигает до 13т.

Формовочная смесь приготавливалась в смешивающих бегунах модели 111А и состояла

из 50 % порошка ППЛФ (порошок периклазовый для литейных форм) и 30–50–70 % порошка оборотной периклазовой смеси.

Периклазовый порошок ППЛФ содержит в своем составе не менее 91 % MgO; 3 % CaO; 3 % SiO₂ при содержании зерен фракции не менее 0, 063 мм до 22 %.

С целью определения живучести формовочных смесей на основе порошка ППЛФ их оборотной смеси определены сроки схватывания огнеупорных масс на жидком стекле (табл. 1).

Для сравнения в качестве наполнителей использовали тонкомолотый металлургический магнезит с содержанием CaO до 6 % и тонкомолотый магнезит, идущий для изготовления обожженных изделий. Результаты исследований приведены в табл. 1.

Таблица 1

Сроки схватывания огнеупорных масс на основе периклазового порошка и жидкого стекла

Состав смеси	Количество, % масс.	Начало схватывания, час	Конец схватывания, час
Порошок ППЛФ жидкое стекло M = 2,46 γ = 1380 кг/м ³ (сверх 100 %)	100 30	схватывания не наступило через 48 ч	
Отработанный материал литейных форм жидкое γ = 1380 кг/м ³ M = 2,46 (сверх 100 %)	100 30	схватывания не наступило через 48 ч.	
Отсев тонкомолотого магнезита, жидкое стекло γ = 1200 кг/м ³ M = 2,46 (сверх 100 %)	100 30		
Тонкомолотый металлургический магнезит порошка ППМ-I Жидкое стекло γ = 1200 кг/м ³ M = 2,46 (сверх 100 %)	100 30	10 мин	Полное схватывание через 1 ч.

Результаты табл. 1. свидетельствуют, что «живучесть» формовочных масс на основе порошка ППЛФ и оборотного порошка, при условии герметизации от наружной атмосферы составляет не менее 48 часов. В тоже время металлургический магнезит с повышенным содержанием CaO характеризовался интенсивным взаимодействием с жидким стеклом и «живучесть» его составила один час.

Таким образом, было выявлено, что применение отработанного материала в составе формовочной смеси не окажет влияния на ее «живучесть» в пределах сроков их хранения в производственных условиях.

Между тем на «живучесть» формовочных смесей большое влияние оказывает содержание CaO в исходном порошке ППЛФ и соблюдение операции вылеживания. Увеличение окиси каль-

ция в металлургическом периклазе до 3–6 % (по массе) приводило к быстрому схватыванию аналогичной смеси.

Положительным свойством является более высокая, чем у корунда, теплопроводность и теплоаккумулирующая способность периклазовых форм.

При нагреве в вакууме, и особенно при взаимодействии с титаном, периклазовые формы становятся газотворными.

Для изучения процессов, идущих при нагреве периклазовой смеси на жидком стекле, использовали дериватографические, петрографические, химические и рентгеновские методы.

Химическим анализом было установлено, что при нагреве смесей до 1673 К с массовой долей жидкого стекла 15 % каких-либо потерь щелочей за счет испарения не наблюдается (табл. 2).

Таблица 2

Содержание щелочей в обожженных образцах

Температура термообработки, К (выдержка – 2 ч)	Массовая доля щелочей, %	
	Na ₂ O	K ₂ O
373	3,91	0,09
873	4,59	0,08
1073	3,85	0,09
1273	4,39	0,09
1473	3,91	0,08
1673	4,56	0,07

Рентгеновский анализ жидкого стекла прокаленного при 573К показал наличие одной кристаллической фазы – Na₂CO₃, при обжиге его при 1073К только стеклофазы.

В табл. 3 приведены фазовые составы формовочных смесей в зависимости от температу-

ры нагрева (50 % жидкого стекла плотностью 1350 кг/м³ по массе + CO₂).

Следует отметить, что в малощелочных смесях силикотообразование идет медленно, так как в них образуется мало эвтектических расплавов.

Таблица 3

Фазовый состав формовочной смеси в зависимости от температуры нагрева

Температура обработки смесей, К	Фазовый состав смесей	
	ППЛФ + ж. ст. пл. 1350 кг/м ³ + CO ₂	Оборотная смесь + ж. ст. пл. 1350 кг/м ³ + CO ₂
Сырые	MgO	MgO
473	MgO	MgO
673	MgO	MgO
973	MgO; очень слабые линии Mg ₂ SiO ₄ (форстерит)	MgO
1073	MgO; Mg ₂ SiO ₄ (интенсивные линии)	MgO; Mg ₂ SiO ₄ (очень слабые линии)
1273	MgO; Mg ₂ SiO ₄ ; Na ₂ O·MgO·SiO ₂	MgO; Mg ₂ SiO ₄
1473	MgO; Mg ₂ SiO ₄ ; Na ₂ O·MgO·SiO ₂ ; CaMgSiO ₄	MgO; Mg ₂ SiO ₄ ; Na ₂ O·MgO·SiO ₂ ; CaMgSiO ₄
1673	MgO; Mg ₂ SiO ₄ ; Na ₂ O·MgO·SiO ₂ ; CaMgSiO ₄	MgO; Mg ₂ SiO ₄ ; Na ₂ O·MgO·SiO ₂ ; CaMgSiO ₄

Гранулометрические составы исследуемых смесей с учетом физико-механических свойств (табл. 4) в зависимости от плотности и количества жидкого стекла показали, что оптимальными составами следует считать составы порошков при суммарном содержании зерен фракции менее 63 мкм не менее 8–10 %. Такие смеси имеют прочность на сжатие не менее 130 кГс/см² и наименьшую осыпаемость от 0,02 до 0,05 %, что имеет первостепенное значение при производстве отливок.

Результаты испытаний физико-механичес-

ких свойств формовочных смесей приведены в табл. 5.

Результаты табл. 5 свидетельствуют о том, что модуль жидкого стекла не оказывает существенного влияния на величину прочности образцов после их обжига независимо от материала наполнителя.

Существенное влияние на прочность оказывает температура обжига.

С повышением температуры обжига прочность образцов возрастает за счет спекания зерен наполнителя (табл. 6).

Таблица 4

Свойства формовочных смесей в зависимости количества и плотности жидкого стекла

Номера формовоч- ных смесей	Составы формовочных смесей, % по массе					Влажность смеси, % по массе	Физико-механические свойства								
	ППЛФ	Оборотная смесь (порошок)	Жидкое стекло плотностью, г/см ³				Сырая	После обжига	Прочность на сжатие, кгс/см ²		Прочность на разрыв		Осыпаемость, % по массе	Плотность, г/см ³	
			1,30	1,35	1,40				Сырая	После обжига	После CO ₂	После обжига		Сырая	После обжига
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
1	50	50	-	-	9,0	5,65	53	65	0,23	149,5	-	31,0	0,020	-	-
2	50	50	-	-	9,0	5,60	64	78	0,23	145,0	-	26,6	0,016	-	-
3	50	50	-	-	9,0	6,54	49	68	0,26	130,0	-	20,3	0,070	-	-
4	30	70	-	-	9,0	5,36	64	76	0,20	91,0	-	22,5	0,146	-	-
5	40	60	-	-	9,0	5,70	38	48	0,16	137,0	-	25,9	0,047	-	-
6	40	60	-	-	9,0	5,36	75		0,17	127,0	-	27,1	0,057	-	-
7	-	100	12	-	-	7,60	44		0,21	95,5	2,52	32,8	0,043	-	-
8	-	100	-	10	-	6,33	45		0,26	145,0	2,70	33,3	0,023	2,10	-
9	50	50	-	10	-	6,25	48,7		0,21	27,2 ^x	4,30	7,22 ^x	Трещины	2,21	2,07
10	50	50	-	11	-	7,28	54,0		0,21	125,0 ^x	2,27	25,23	0,308	2,23	2,08

Таблица 5

Прочность образцов на жидком стекле с модулем 2,0 после обжига

Номер смеси	Наполнитель		Жидкое стекло		Прочность на сжатие, кгс/см ²	
	ППЛФ	Оборотная смесь	Плотность кг/м ³	Количество ж.ст., % по массе	Температура обжига, °С	
					1000	1500
1	100	-	1140	10	149-220	-
2	100	-	1300	10	62-162	455-470
3	100	-	1350	11	77-242	372-284
4	-	100	1350	12	70-189	468-470
5	-	100	1400	9	87-163	203-227
6	-	100	1400	12	176-183	-

Таблица 6

Усадка образцов

Номер смеси	Наполнитель		Жидкое стекло			Усадка, %	
	ППЛФ	Оборотная смесь	Плотность, кг/м ³			Температура обжига, °С	
			1300	1350	1400	1000	1500
1	90,0	-	10	-	-	0	1,39-1,97
2	89,0	-	-	11	-	0	0,92-1,78
3	92,0	-	-	-	8	0	1,18-2,16
4	-	89	11	-	-	0	6,64-6,88
5	-	88	-	12	-	0	4,74-6,89
6	-	92	-	-	9	0	4,16-6,96

При измельчении отработанных литейных форм наибольшее количество примесей переходит в более мелкие зерна в виде пыли (табл. 7).

Таблица 7

Распределение примесей

Размер зерна, мм	Содержание примесей, %		
	SiO ₂	Na ₂ O	K ₂ O
Исходная	6,16	1,26	0,1
1,0	2,54	0,44	0,14
0,4	2,64	0,48	0,03
0,2	2,61	0,54	0,02
0,1	3,33	0,93	0,03
0,063	3,23	0,92	0,02
0,05	3,91	1,06	0,03
-0,05	10,8	2,51	0,02

В табл. 8 приведен химический анализ порошков оборотной смеси в зернах различных фракций. Приведенные данные подтверждают

предположение, что при измельчении стержней пленки связующего разрушаются с образованием пыли.

Таблица 8

Содержание примесей в порошках возврата

Номер возврата смеси	Содержание элементов, %					
	MgO	SiO ₂	CaO	Na ₂ O	Al ₂ O ₃	Fe ₁₂ O ₃
1	88,0	4,8	2,8	1,0	0,27	2,3
2	85,5	6,9	2,8	1,5	0,5	2,0
3	79,5	11,2	2,9	3,1	0,3	2,0
4	79,0	12,3	2,8	4,0	0,3	2,0
5	64,0	21,4	2,8	8,5	0,5	1,7
6	62,5	23,7	2,8	7,6	0,5	1,7

В результате проведенных работ установлено, что оптимальными свойствами обладает формовочная смесь состава 50 % порошка ППЛФ 50 % порошка оборотной смеси. При этом содержание связующего зависит от его плотности и должно быть следующим: 15–18 % (по объему) для плотности 1,35 г/см³ или 14–17 % (по объему) – для плотности 1,40 г/см³.

Учитывая удобство практического использования порошка оборотной смеси, следует рекомендовать для использования формовочной сме-

си, состоящие из 50 % отработанного материала и 50 % порошка ППЛФ. Другие 50 % отработанного материала следует выводить из производства. Такая схема использования порошка ППЛФ позволяет вести процесс длительное время, при этом смеси SiO₂ и Na₂O не будут превышать 9 % по SiO₂ и 5 % по Na₂O. Указанное содержание примесей в формовочной смеси, как показали эксперименты, вполне допустимо.

Расчет содержания примесей SiO₂ и Na₂O в смеси может быть проведен по формуле:

$$C_n = \frac{k^{n-1}(a+b)}{(1+b)^n} + \frac{(1-k)a-b}{1+b-k} \left[1 - \frac{k^{n-1}}{(1-b)^{n-1}} \right]$$

где n – номер оборота; а – содержание примесей в исходном порошке; в – количество при-

месей, вносимое связующим за 1 оборот; к – доля использования возврата.

Расчет, проведенный по этой формуле, показывает, что предельное содержание SiO_2 в смеси (при использовании 50 % ППЛФ К = 0,5) будет стремиться к 8,5 %.

Выводы

1. Многолетняя отечественная практика титанового литья с использованием в качестве основы формовочных смесей периклаза (окиси магния) высокого обжига показывает на большие возможности этого материала как с точки зрения его термодинамической прочности по отношению к титану, так и высокой универсальности экологически чистых технологий и конкурентоспособности продукции. В результате экспериментальных работ разработаны термоинертные химические и зерновые составы периклазовой смеси для серийного производства крупногабаритных отливок из титановых сплавов

2. Разработан технологический процесс изготовления литейных форм с содержанием в формовочной смеси 50 % порошка, приготовленного из отработанных литейных форм, что позволяет сократить расход магнезитового порошка марки ППЛФ до 3 т по ТУ-15-22-008-72664728-2008. В результате расход порошка составил 10 т на 1 т годного литья, вместо 13 т.

3. Физико-механические и технологические свойства формовочной смеси на уровне требования технологии обеспечиваются содержанием в ней не менее 8 % (по массе) зерен размером меньше 63 мкм и добавкой в качестве связующего 12–14 % (по массе) или 14–18 % (по объему) жидкого стекла модуля 2,0–2,2.

4. Разработанная периклазовая формовочная смесь имеет прочностные характеристики в следующих пределах, кгс/см²:

- сжатие в сыром состоянии без обработки CO_2 – 0,18–0,30;
- сжатие после обжига при 1000 °С – 148–187;
- разрыв после обработки CO_2 – 3–16;
- разрыв после обжига при температуре 1000 °С – 21–38;
- влажность исходной формовочной смеси 5–7 %;
- температура размягчения и разрушения образцов формовочной смеси под нагрузкой 2 кг/см² находится выше 1200 °С, что гарантирует целостность и точность форм, обжигаемых при 1000 ± 50 °С.

5. В качестве отливок, полученных в формах из новой формовочной смеси, соответству-

ет достигнутому уровню и требованиям ОСТ 5.9071-88.

6. С точки зрения теплотехники, формовочные материалы, пригодные для фасонного литья титана можно поделить на две группы. В первую группу входят материалы, отличающимися высокими значениями коэффициентов аккумуляции тепла ($v_{\text{ф}}$ кал/м²с^{1/2} °С находится в пределах от 0,3 – графитовая форма до 0,9 – медь) и низкими величинами контактных температур (до 882 °С) в системах «отливка – форма» ($t_{\text{к}}$ °С от 330 – медь до 660 °С – графитовая форма). Формы из материалов первой группы относительно инертны к жидкому титану, себестоимость дороже на 35 % и более по сравнению с периклазовой формой, и экологически опасны (графитовые формы), ограничено используются для отливок простой конфигурации. Вторая группа материалов – огнеупорные окислы, различные модификации окиси магния (периклаз), подвергнутые высокотемпературной обработке, а также «недоплав периклаза». После заливки формы из окислов длительное время работают в высокотемпературной области (900–1800 °С), с высокими значениями контактных температур ($t_{\text{к}}$) в системах. Коэффициент аккумуляции тепла ($v_{\text{ф}}$) у этих форм на порядок ниже, чем у форм из материалов первой группы.

7. Промежуточное положение среди первой и второй групп материалов форм занимает титан. Формы-кокили, изготовленные из этого металла работают в температурной области фазового превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ и при неоднократной заливке их поверхность, нагреваемая залитым металлом, растрескивается и формы разрушаются. Крупные формы-кокили, например, для лопастей гребных винтов, рекомендуется изготавливать с использованием кокильной оснастки из чугуна Сч20, Сч25 – с защитным покрытием из титана, нанесенным на рабочие поверхности.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ковалев, Ю. Г. Поверхностный слой на реальных титановых отливках / Ю. Г. Ковалев, М. Б. Немировский, Д. Р. Нагимов // Сб. Прогрессивные технологические процессы и подготовка кадров для литейного производства. – Свердловск, 1990. – С. 93–103.
2. Ковалев, Ю. Г. Поверхностный слой титановых отливок как результат химико-термического процесса / Ю. Г. Ковалев, М. Б. Немировский // Сб. Современные достижения в области металловедения и термообработки. – Пермь, 1985. – С. 73–80.
3. Пульцин, Н. М. Взаимодействие титана с газами / Н. М. Пульцин. – М, Металлургия, 1969. – С. 217.

4. Белов, Н. А. Количественный анализ фазового состава титанового литейного сплава ВТ20Л / Н. А. Белов, С. О. Бельтюкова // Литейщик России. – 2013. – № 11. – С. 25–27.
5. Филин, Ю. А. Исследование процессов изготовления и свойств уплотняемых графитовых форм для фасонного литья химически активных сплавов / Ю. А. Филин, Л. В. Буталов, А. Л. Хайкин // Вопросы судостроения. Металлургия и сварка. – 1972. – Сер. 8. – Вып. 2.
6. Вайвад, А. А. Магнезиальные вяжущие вещества. / А. А. Вайвад. – Рига : Знание, 1971.
7. Белов, В. Д. Влияние материала литейной формы на качество отливок из титановых сплавов / В. Д. Белов, А. В. Фадеев, С. П. Павлович [и др.] // Литейщик России. – 2015. – № 3. – С. 19–26.
8. Дубровин, В. К. Производство отливок из никелевых и титановых сплавов в термохимически стойких формах: монография / В. К. Дубровин, Б. А. Кулаков, А. В. Карпинский. – Челябинск: Издат. центр ЮУрГУ, 2010. – 233 с.
9. Саубанов, М. Н. Анализ формовочных материалов и смесей для производства титановых отливок / М. Н. Саубанов, И. О. Леушин, И. Е. Илларионов // Перспективные материалы и технологии в авиадвигателестроении: материалы Всероссийской научно-технической конференции. – Самара: ООО Полиграфия, СамГТУ, 2023. – С. 344–350.
2. Kovalev, Yu. G. The surface layer of titanium castings as a result of a chemical and thermal process/ Yu.G.Kovalev, M.B.Nemirovsky//Book..Modern achievements in the field of metal science and heat treatment. Perm, 1985, pp.73-80.
3. Pultsin, N. M. Titanium reaction with gases/ N.M.Pultsin, Moscow, Metallurgy, 1969, p.217.
4. Belov, N. A. Quantitative analysis of the phase composition of titanium alloy VT20L / N.A.Belov, S.O.Beltyukova // Founder of Russia. 2013. No. 11. pp. 25-27.
5. Filin, Yu. A. Research of manufacturing processes and properties of compacted graphite molds for shaped casting made of chemically reactive alloys / Yu.A.Filin, L.V.Butalov, A.L. Khaykin // Shipbuilding issues. Metallurgy and welding. – 1972. – Ser. 8. – Issue 2.
6. Vaivad, A. A. Magnesian binders. / A.A.Vaivad// Riga : Znanie, 1971.
7. Belov, V. D., Fadeev A.V., Pavlinich S.P. [et al.] Influence of the casting mold material on the quality of titanium castings // Founder of Russia. 2015. No. 3. pp. 19-26.
8. Dubrovin, V. K., Kulakov B.A., Karpinsky A.V. Production of castings from nickel and titanium alloys in thermochemically resistant molds: monography, Chelyabinsk: Pub. Center YuUrGU, 2010. 233 p.
9. Saubanov, M. N. Analysis of molding materials and mixtures for the production of titanium castings / M.N. Sauba-nov, I.O. Leushin, I.E. Illarionov // Advanced materials and technologies in aircraft engine manufacturing: proceedings of the All-Russian Scientific and Technical Conference. – Samara: ООО Polygrafiya, FGBou, SamGTU, 2023, pp.344-350.

REFERENCES

1. Kovalev, Yu. G. The surface layer on real titanium castings /Yu.G.Kovalev, M.B.Nemirovsky, D.R.Nagimov // Book. Progressive production methods and personnel training for foundry production. Sverdlovsk, 1990, pp.93-103.

Статья поступила в редакцию 11.06.2026, доработана 20.06.2026, подписана в печать 24.06.2026
The article was submitted 11.06.2026, revised 20.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-64-68

Научная статья
Original article

О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА, СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ И ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ СТАЛИ 05X18Г10Н5М3Ф

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Эдуард Васильевич Седов, ehse@yandex.ru

Аннотация. Приведены результаты исследований структуры и механических свойств феррито-аустенитной стали 05X18Г10Н5М3Ф. Установлено, что термическое воздействие существенно отражается на показателях твердости основного металла, сварного соединения и металла околошовной зоны и приводит к значительному ее увеличению. Показано, что твердость возрастает пропорционально длительности выдержки при повышенной температуре. Изменение механических свойств связано с расслоением твердого раствора, образованием зон, подобных зонам Гинье – Престона, а также выделениями карбидов по границам зерен.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, околошовная зона, твердость, прочность, ударная вязкость

Для цитирования: Бондарева О. П., Седов Э. В., Седов Д. Э. Исследование структуры и свойств основного металла, сварного соединения и околошовной зоны стали 05X18Г10Н5М3Ф / Известия ВолГТУ. 2026; 7(314): 64–68. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-64-68.

Информация об авторах:

Ольга Петровна Бондарева – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология материалов» ВолГТУ
Scopus ID: 6603940466
e-mail: obond34@yandex.ru

Эдуард Васильевич Седов – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

Scopus ID: 6506745075

e-mail: ehse@yandex.ru

Дмитрий Эдуардович Седов – магистр 1-го курса кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

e-mail: sedov.dima2003@yandex.ru

Вклад авторов:

О. П. Бондарева – проведение экспериментов, обсуждение результатов анализа, редакция статьи.

Э. В. Седов – проведение экспериментов, обсуждение результатов анализа экспериментов, описание микроструктур, написание текста статьи, редакция статьи.

Д. Э. Седов – подготовка образцов, участие в проведении экспериментов, оформление текста статьи.

O. P. Bondareva, E. V. Sedov, D. E. Sedov

**INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE BASE METAL,
WELDING CONNECTION, AND SEAM ZONE OF 05Cr18Mn10Ni5Mo3V STEEL**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Eduard V. Sedov, ehse@yandex.ru

Abstract. The results of studies of the structure and mechanical properties of ferritic-austenitic steel 05Cr18Mn10Ni5Mo3V are presented. It has been established that thermal exposure significantly affects the hardness of the base metal, the weld, and the metal of the near-seam zone, leading to a significant increase in hardness. It has been shown that hardness increases proportionally to the duration of exposure to elevated temperatures. The changes in mechanical properties are associated with the segregation of the solid solution, the formation of zones similar to the Guinier-Preston zones, and the precipitation of carbides at grain boundaries.

Keywords: ferrite-austenitic steels, heat-affected zone, hardness, strength, impact toughness

For citation: Bondareva O. P., Sedov E. V., Sedov D. E. Investigation of the structure and properties of the base metal, welding connection, and seam zone of 05Cr18Mn10Ni5Mo3V steel / Izvestiya VolgGTU. 2026; 7(314): 64–68. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-64-68.

Information about the authors:

Olga P. Bondareva – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Materials Technology, department VSTU

Scopus ID: 6603940466

e-mail: obond34@yandex.ru

Eduard V. Sedov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Materials Technology, department VSTU

Scopus ID: 6603940466

e-mail: ehse@yandex.ru

Dmitry E. Sedov – 1st year Master of the Department of Materials Science and Composite Materials, department VSTU

e-mail: sedov.dima2003@yandex.ru

Contribution of the authors:

Olga P. Bondareva – conducting experiments, discussing the analysis results, and editing the article.

Eduard V. Sedov – conducting experiments, discussing the results of experimental analysis, describing microstructures, writing the article, and editing the article.

Dmitry E. Sedov – preparation of samples, participation in experiments, and writing the article.

Основной тенденцией развития химического и нефтехимического машиностроения является переход на крупнотоннажные производства, что сопровождается значительным изменением состава оборудования, при этом резко возрастает потребность в коррозионностойких сталях повышенной жаропрочности. В настоящее время для производства сварной химической аппаратуры применяют стали типа 12X18H10T, 08X15H8Ю, 20X23H13 и тому подобные, которые являются сталями аустенитно-

го класса [1–3]. Данные стали характеризуются высокой коррозионной стойкостью, пластичностью и ударной вязкостью и могут применяться при температурах до 600 °C.

Однако эти стали обладают рядом недостатков, главными из которых являются повышенная стоимость из-за дорогостоящих легирующих компонентов, невысокие прочностные характеристики, трудности при обработке резанием, возможности образования карбидных включений при нагреве [3–7].

Поэтому в последнее время все более широкое применение находят экономнолегированные двухфазные феррито-аустенитные стали, которые часто являются заменителями дорогих аустенитных сталей. Эти стали имеют преимущества по сравнению со сталями аустенитного класса: обладают более высокими прочностными свойствами (предел текучести выше почти в два раза), повышенной сопротивляемостью межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию. Среди недостатков данных сталей отмечаются трудности, возникающие при сварке, вызванные повышенной склонностью металла околошовной зоны сварных соединений к хрупкому разрушению. Кроме этого, феррито-аустенитные стали склонны к «475-градусной хрупкости», что ограничивает их применение при повышенной температуре.

В связи с вышеизложенным, актуальным является выбор и разработка новых марок сталей феррито-аустенитного класса, обеспечивающие производство надежных сварных конструкций, что позволит более широко внедрять на предприятиях нефтехимического машиностроения.

В данной работе исследования проводились на дуплексной инновационной стали феррито-аустенитного класса 05X18Г10Н5М3Ф. Сталь выплавлялась в вакуумно-дуговой электропечи. В результате проведения опытной плавки металл имел следующий химический состав: С – 0,045 %, Cr – 18,84 %, Ni – 4,98 %, Mn – 9,54 %, S – 0,018 %, P – 0,025 %, Mo – 2,92 %, V – 0,37 %, Si – 0,33 %.

Из слитков данной стали ковкой изготавливались пластины толщиной 5 мм, после чего металл подвергался закалке с температуры 1100 °С в воду. Сварку заготовок из металла опытной плавки выполняли неплавящимся электродом без присадочного материала в среде аргона с двух сторон.

Для изучения структуры использовалась оптическая микроскопия с применением микроскопа «Leica DMi 8». Микроструктуру выявляли с помощью электролитического травления в 10 % растворе щавелевой кислоты. Для разделения фаз проводили цветное травление в реактиве Гросбека [4; 8]. При этом ферритная составляющая окрашивалась в коричневый цвет.

Измерение твердости производили по методу Викерса алмазной пирамидкой на приборе ТПП-2 по ГОСТ 2999-75. Для определения фазового состава металла использовали методы металлографического анализа. Фазовые превращения фиксировались с применением дилатометрического анализа. Также образцы из ста-

ли 05X18Г10Н5М3Ф подвергались механическим испытаниям на растяжение по ГОСТ 1497-2023 и ударную вязкость по ГОСТ 9454-78

По результатам исследований установлены механические свойства металла сварного соединения стали 05X18Г10Н5М3Ф: временное сопротивление 715 МПа; угол загиба 180°; ударная вязкость металла сварного шва при температурах 20, -20, -40 °С – 1,16; 1,08; 0,78 МДж/м² соответственно.

Основной металл сварного соединения имеет феррито-аустенитную структуру. Темная составляющая δ -феррит, светлая – аустенит γ' -фаза. Зерна аустенита расположены в ферритной матрице, их продольный размер 17–20 мкм, поперечный – 6–8 мкм (рис. 1, а). Содержание δ -феррита составляет примерно 44 %.

Микроструктурное исследование околошовной зоны и шва сварного соединения показало наличие крупных ферритных зерен, по границам которых началось выделение вторичного аустенита (рис. 1, б и в). Ширина околошовной зоны составила 140 мкм.

Мартенсит в структуре не обнаруживается, что подтверждается как микроструктурными исследованиями, так и дилатометрическим анализом. На дилатограмме отсутствуют скачкообразные пики, свидетельствующие об отсутствии фазовых превращений.

Особый интерес представляли исследования структуры и твердости в результате термического влияния и длительности его воздействия на основной металл стали 05X18Г10Н5М3Ф. Данные исследования позволяют с высокой степенью достоверности судить о возможности применения данной стали в условиях повышенных температур.

На рис. 2 приведена зависимость твердости заготовок от температуры и длительности ее влияния. Установлено, что твердость основного металла составляет 225 HV. Приблизительно такая же твердость сохраняется в металле в результате кратковременного влияния, в течение не более 1 часа, повышенных температур, практически до 600 °С. При исследованиях микроструктур после термического воздействия, в интервале температур 300–600 °С, также не обнаруживаются практически никаких изменений. Если же длительность термического воздействия возрастает (до 10 ч), то термическое влияние при температурах около 400 °С приводит к увеличению показателей твердости до 266 HV. Это, возможно, связано с происходящими в металле явлениями, подобных тем,

которые проявляются в условиях «475-градусной отпускной хрупкости». Эти явления связаны со старением пересыщенного твердого раствора, полученного после закалки, когда в

сплаве появляются обогащенные хромом сферические зоны Гинье – Престона. Кроме этого, в процессе распада пересыщенного раствора немаловажную роль играют примеси.

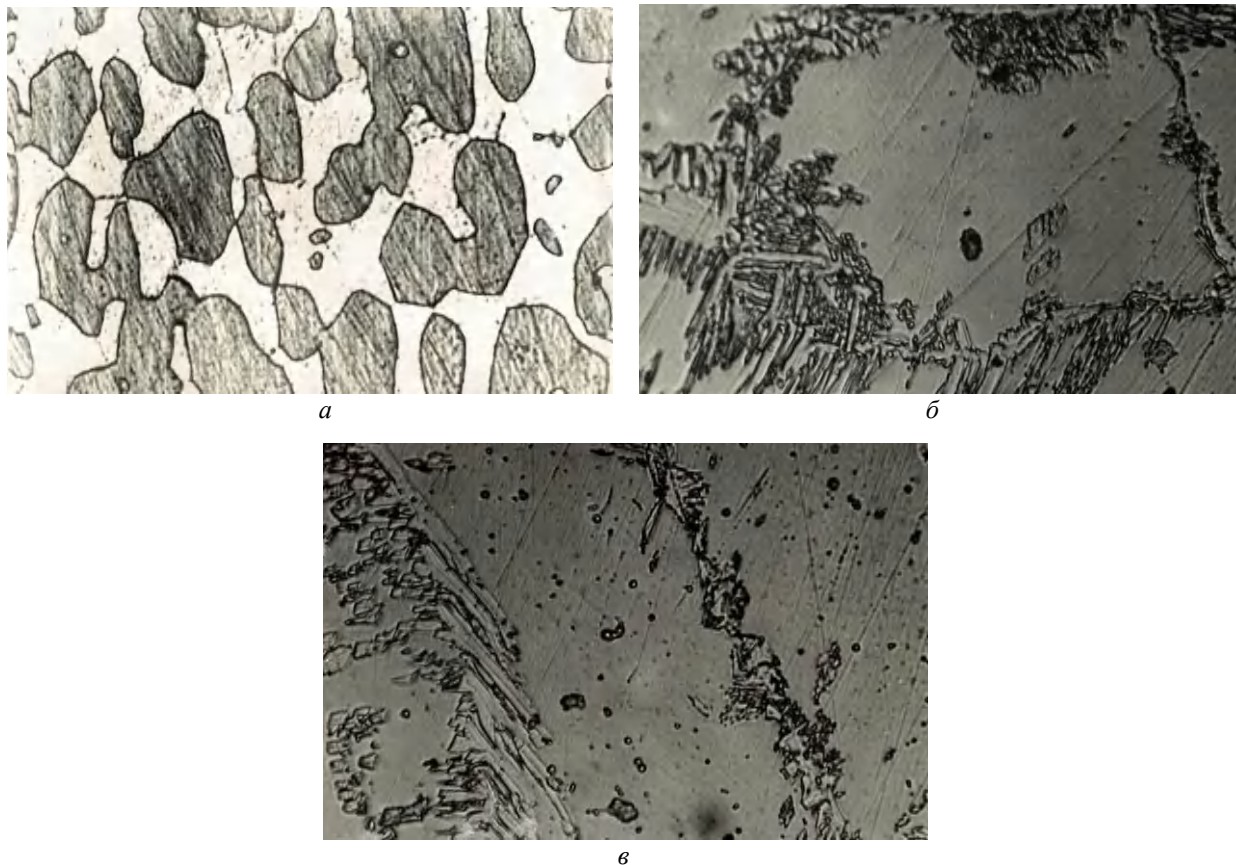


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения заготовок из стали 05X18Г10Н5М3Ф в исходном состоянии основного металла (а), металла околошовной зоны (б), металла шва (в), $\times 1000$

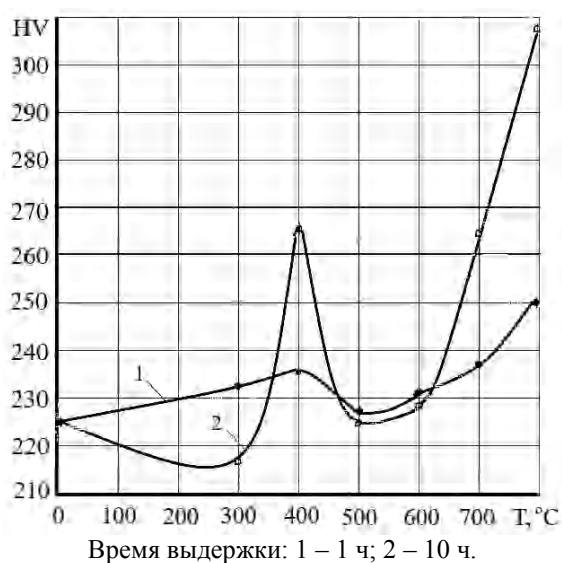


Рис. 2. Влияние температуры и длительности термического воздействия на твердость основного металла сварных соединений заготовок из стали 05X18Г10Н5М3Ф

С увеличением температуры термического влияния на заготовки из стали 05X18Г10Н5М3Ф от 600 до 800 °C происходит резкий рост твердости до 250–308 HV, то есть происходит охрупчивание металла, причем тем интенсивней, чем более длительная продолжительность термического влияния.

Такие изменения характерны для многих сталей феррито-аустенитного класса и связаны с сегрегацией примесей около дефектов, выделения карбидов по границам зерен, а также выделения σ -фазы [9–11]. При этом σ -фаза образуется после выделения аустенита непосредственно из участков δ -феррита, не превратившихся еще в аустенит. В этом случае σ -фаза образует сетку по границам зерен в основном металле или на группах пластинчатых образований в металле околошовной зоны, а также металле шва сварного соединения.

Выводы:

1. Изучено влияние термического воздействия при температурах 300–800 °С в течение 1–10 ч на структуру и твердость основного металла, металла сварного соединения и металла околошовной зоны стали 05X18Г10Н5МЗФ.

2. Установлено, что увеличение твердости при 400 °С наблюдается во всех исследуемых зонах сварного соединения и связано с расщеплением твердого раствора и образованием зон, подобных зонам Гинье – Престона.

3. Выявлено, что резкое повышение твердости при температурах 700–800 °С связано с выделением карбидов и γ' -фазы по границам зерен δ -феррита и а также выделением σ -фазы.

4. Показано, что изменение механических свойств пропорционально длительности выдержки металла при повышенной температуре.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.
2. Каховский, Н. И. Сварка высоколегированных сталей / Н. И. Каховский. – Киев: Техника, 1975. – 376 с.
3. Кинетика фазовых превращений стали 08X18Г8Н2Т при нагреве по сварочному циклу / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, Ж. А. Лепилина, И. И. Жукова // Автоматическая сварка. – 1986. – № 4. – С. 21–23.
4. Влияние термического старения и термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т / О. П. Бондарева, Э. В. Се-дов, И. Л. Гоник, О. Б. Крючков // Технология металлов. – 2017. – № 6. – С. 23–27.
5. Penkov, V. B. Effect of modifying additions on the impact toughness of welded joints in lowcarbon steels produced with electrodes with a basic coating / Penkov V.B., Kamenetskaya G.V., Poletaev U.V. // Welding International. – 2001. – V.15. – N12. – P. 983–985.
6. Полетаев, Ю. В. Склонность к локальному разрушению сварных соединений хромомарганцевых и хромоникелевых аустенитных сталей / Ю. В. Полетаев, А. С. Зубченко // Сварочное производство. – 1989. – № 10. – С. 11–13.
7. Хрупкие разрушения сварных конструкций / У. Дж. Холл, Х. Кихара, В. Зут, А. Уэллс. – М.: Машиностроение, 1979. – 319 с.
8. Bondareva, O. P. Effect of thermal cycling treatment on structure and properties of ferritic-austenitic steel welded joint heat-affected zone metal / Bondareva O.P., Sedov E.V., Gonik I.L. // Chemical and Petroleum Engineering. – 2016. – V. 52. – N 7. – P. 506–511.
9. Hot tensile properties of 25Cr-8Ni duplex stainless steel containing cellular structure after various thermal treatment / Shek C.H., Wong K.W., Lai J.K., Li P.J. // Materials Science and Engineering: A. – 1997. – V. 231. – P. 42–47.
10. Phase transformation and the mechanical characteristics of heat-affected zones in austenitic Fe-Mn-Al-Cr-C lightweight steel during post-weld heat treatment / Jeong S., Lee Y., Park C., Kim B., Moon J., Park S.-J., Lee C. // Materials Characterization. – 2021. – V. 177. – P. 119–126.
11. Influence of k-carbide precipitation on the microstructure and mechanical properties in the weld heat-affected zones in various Fe-Mn-Al-Cr-C alloys / Jeong S., Kim B., Moon J., Park S.-J., Lee C. // Materials Science and Engineering: A. – 1997. – V. 226. – P. 223–230.

REFERENCES

1. Theory of weldability of steels and alloys / E.L. Makarov, B.F. Yakushin. M.: Publishing house of the Bauman Moscow State Technical University, 2014. 487 p.
2. Kakhovsky, N. I. Welding of high-alloy steels. Kiev: Tekhnika, 1975. 376 p.
3. Hubrich, M. A., Salnikov G.A., Lepilina Zh.A., Zhukova I.I. Kinetics of Phase Transformations in 08Kh18G8N2T Steel during Welding Cycle Heating // Automatic Welding. 1986. No. 4. Pp. 21-23.
4. Bondareva, O. P., Sedov E.V., Gonik I.L., Kryuchkov O.B. Influence of thermal aging and thermocyclic treatment on the structure and properties of the metal of the near-seam zone of welded joints of ferrite-austenitic steel 08Kh18G8N2T // Technology of metals. 2017. No.6. C. 23-27.
5. Penkov, V. B., Kamenetskaya G.V., Poletaev U.V. Effect of modifying additions on the impact toughness of welded joints in low carbon steels produced with electrodes with a basic coating // Welding International. 2001. V.15. N12. P. 983-985.
6. Poletaev, Yu. V., Zubchenko A.S. Tendency to local destruction of welded joints of chromium-manganese and chromium-nickel austenitic steels // Welding Production. 1989. No. 10. Pp. 11-13.
7. Brittle Destruction of Welded Structures / W.J. Hall, H. Kihara, V. Zut, A. Wells. M.: Mechanical Engineering, 1979. 319 p.
8. Bondareva, O. P., Sedov E.V., Gonik I.L. Effect of thermal cycling treatment on structure and properties of ferritic-austenitic steel welded joint heat-affected zone metal // Chemical and Petroleum Engineering. 2016. V.52. N7. pp. 506-511.
9. Shek, C. H., Wong K.W., Lai J.K., Li P.J. Hot tense properties of 25Cr-8Ni duplex stainless steel containing cellular structure after various thermal treatment // Materials Science and Engineering: A. 1997. V.231. P. 42-47.
10. Jeong, S., Lee Y., Park C., Kim B., Moon J., Park S.-J., Lee C. Phase transformation and the mechanical characteristics of heat-affected zones in austenitic Fe-Mn-Al-Cr-C lightweight steel during post-weld heat treatment // Materials Characterization. 2021. V. 177. P. 119-126.
11. Jeong, S., Kim B., Moon J., Park S.-J., Lee C. Influence of k-carbide precipitation on the microstructure and mechanical properties in the weld heat-affected zones in various Fe-Mn-Al-Cr-C alloys // Materials Science and Engineering: A. 1997. V. 226. P. 223-230.

Статья поступила в редакцию 08.06.2026, доработана 15.06.2026, подписана в печать 24.06.2026.

The article was submitted 08.06.2026, revised 15.06.2026, accepted for publication 24.06.2026.

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-69-73

Научная статья

Original article

*О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов***ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ СТАРЕНИЯ МЕТАЛЛА
ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ СТАЛИ ТИПА 08X18Г8Н2Т****Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия**

✉ Эдуард Васильевич Седов, ehse@yandex.ru

Аннотация. Приведены результаты исследований структуры и механических свойств феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т. Установлено, что термическое старение наиболее существенно отражается на показателях ударной вязкости и приводит к значительному ее уменьшению. Показано, что в результате старения происходит повышение хрупкости металла за счет увеличения количества и более сложной формы избыточных включений в ферритной матрице.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, околошовная зона, твердость, прочность, ударная вязкость

Для цитирования: Бондарева О. П., Седов Э. В., Седов Д. Э. Исследование кинетики старения металла околошовной зоны стали типа 08X18Г8Н2Т. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 69–73. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-69-73.

Информация об авторах:

Ольга Петровна Бондарева – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

Scopus ID: 6603940466

e-mail: obond34@yandex.ru

Эдуард Васильевич Седов – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

Scopus ID: 6506745075

e-mail: ehse@yandex.ru

Дмитрий Эдуардович Седов – магистр 1-го курса кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

e-mail: sedov.dima2003@yandex.ru

Вклад авторов:

О. П. Бондарева – проведение экспериментов, обсуждение результатов анализа, редакция статьи.

Э. В. Седов – проведение экспериментов, обсуждение результатов анализа экспериментов, описание микроструктур, написание текста статьи, редакция статьи.

Д. Э. Седов – подготовка образцов, участие в проведении экспериментов, оформление текста статьи.

*O. P. Bondareva, E. V. Sedov, D. E. Sedov***STUDY OF THE METAL AGING KINETICS
OF THE SEAM ZONE OF 08Cr18Mn8Ni2T STEEL****Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia**

✉ Eduard V. Sedov, ehse@yandex.ru

Abstract. The results of studies of the structure and mechanical properties of ferrite-austenitic steel 08Cr18Mn8Ni2T are presented. It has been established that thermal aging has the most significant effect on the impact strength and leads to a significant decrease in it. It has been shown that aging increases the brittleness of the metal due to an increase in the number and complexity of excess inclusions in the ferrite matrix.

Keywords: ferrite-austenitic steels, heat-affected zone, hardness, strength, impact toughness

For citation: Bondareva O. P., Sedov E. V., Sedov D. E. Study of the metal aging kinetics of the seam zone of 08Cr18Mn8Ni2T steel. Izvestiya VSTU. 2026; 7(314): 69–73. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-69-73.

Information about the authors:

Olga P. Bondareva – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Materials Technology, department VSTU

Scopus ID: 6603940466

e-mail: obond34@yandex.ru

Eduard V. Sedov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Materials Technology, department VSTU

Scopus ID: 6603940466

e-mail: ehse@yandex.ru

Dmitry E. Sedov – 1st year Master of the Department of Materials Science and Composite Materials, department VSTU

e-mail: sedov.dima2003@yandex.ru

Contribution of the authors:

Olga P. Bondareva – conducting experiments, discussing the analysis results, and editing the article.

Eduard V. Sedov – conducting experiments, discussing the results of experimental analysis, describing microstructures, writing the article, and editing the article.

Dmitry E. Sedov – preparation of samples, participation in experiments, and writing the article.

Химическое, нефтегазовое и ряд других отраслей промышленности требует дальнейшего расширения объема производства коррозионно-стойких сталей. В связи с дефицитом никеля проводятся многочисленные исследования по изысканию экономнолегированных нержавеющей сталей – заменителей, широко применяемых сталей аустенитного класса, таких как 08X18H10T, 12X18H10T и других подобных [1–4]. Как правило, в заменителях, содержание никеля снижают до 4–6 % (иногда до 2 %). Вследствие этого, в структуре экономнолегированных сталей появляется большое количество δ -феррита. Химический состав сталей подбирают таким образом, чтобы было обеспечено примерное равенство аустенита и феррита – основных фаз в структуре [3; 4]. Учитывая отрицательное влияние δ -феррита на пластичность и ударную вязкость, в состав феррито-аустенитных сталей вводят большое количество марганца. В результате этого наблюдается заметное увеличение количества аустенита в структуре. Хромоникельмарганцевые стали являются не только заменителями хромоникелевых сталей, их рассматривают как самостоятельную группу материалов, обладающих рядом преимуществ, таких как: значительно меньшая стоимость, более высокие прочностные свойства, меньшая склонность к межкристаллитной коррозии. В то же время, данные стали уступают аустенитным сталям по характеристикам пластичности, по сопротивлению хрупкому разрушению при низких температурах, по коррозион-

ной стойкости. Кроме этого, стали феррито-аустенитного класса существенно охрупчиваются в результате эксплуатации при повышенных температурах, а также под воздействием термического влияния в процессе сварки в местах околошовной зоны (ОШЗ) [1; 2; 5; 6].

Целью данной работы является исследование влияния кинетики старения металла ОШЗ стали 08X18Г8Н2Т (ГОСТ 5632-2014) на его структуру, твердость, пластичность и прочностные характеристики (предел прочности, текучести при растяжении, ударную вязкость).

Исследования проводили на стали, выплавленной на ВМЗ «Красный Октябрь», химический состав которой представлен в таблице.

Технология приготовления образцов для исследований включала следующие операции. Из прокатанного листа толщиной 14 мм с помощью фрезерования вырезались прутки квадратной формы сечением 12x12 мм длиной 100 мм. Далее образцы подвергались термическому воздействию электроконтактным способом. Для этого через образец пропускался переменный электрический ток напряжением 20 В плотностью около 1000 А. При таком воздействии скорость нагрева составляла около 100 °С/с, а максимальная температура фиксировалась в районе 1290–1300 °С. Такая технология изготовления образцов выбиралась специально с целью имитации термического воздействия, как это происходит в металле околошовной зоны сварных соединений в процессе автоматической сварки под флюсом.

Химический состав исследуемой стали

Сталь марки 08X18Г8Н2Т	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti
По ГОСТ 5632-72	не более 0,08	не более 0,8	7,0-9,0	не более 0,025	не более 0,035	17,0-19,0	1,8-2,8	0,2-0,5
Опытная плавка	0,06	0,43	7,04	0,015	0,015	18,2	2,3	0,32

После нагрева образцы подвергались закалке в воде комнатной температуры и последующему старению при температурах 200–400 °С в течение 1–100 часов. Температура старения выбиралась исходя из предельно допустимых рабочих температур эксплуатации данной стали.

Далее по результатам проведенных испытаний, по соответствующим ГОСТам, определялись механические характеристики: твердость по Виккерсу на приборе ТПП-2 по ГОСТ 2999-75, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение при испытаниях на рас-

тяжение на разрывной машине РЭМ-600 по ГОСТ 1497-2023, а для оценки влияния термического воздействия на склонность стали к охрупчиванию проводились испытания на ударную вязкость на маятниковом копре серии РКМ-К300 по ГОСТ 9454-78.

Микроструктурные исследования проводились с использованием светового микроскопа «Leica DMi 8». Для этого образцы перед изучением структуры полировались, а затем подвергались электролитическому травлению в щавелевой кислоте. Для выявления различных фаз

в структуре металла поверхность шлифа окрашивалась в водном растворе с добавлением перманганата калия и гидроксида натрия.

Испытания образцов на твердость показали, что в металле зоны термического влияния стали 08X18Г8Н2Т твердость по Виккерсу существенно повышается по сравнению с основным металлом, а также возрастает в результате процессов старения с 250 HV до 295 HV.

Результаты испытаний механических характеристик при растяжении и при ударном изгибе приведены на рис. 1.

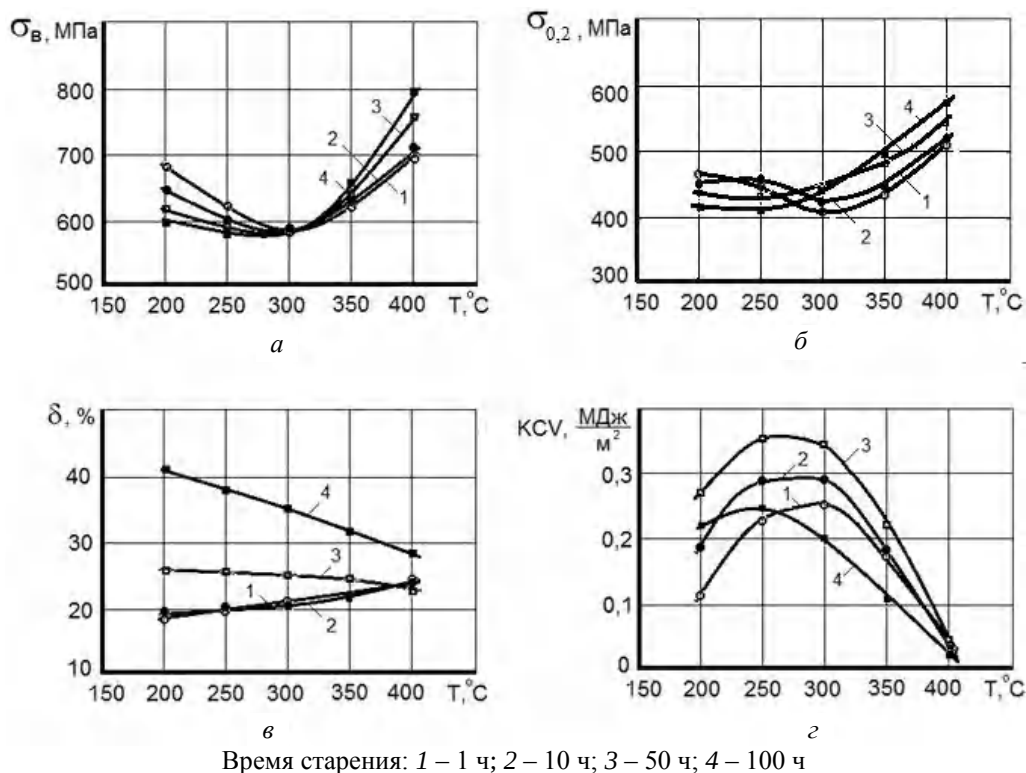


Рис. 1. Влияние температуры и длительности старения на предел прочности (а), предел текучести (б), относительное удлинение (в) и ударную вязкость (г) металла околошовной зоны стали 08X18Г8Н2Т

Выявлено, что значения показателей предела прочности $\sigma_{\text{в}}$ металла ОШЗ стали 08X18Г8Н2Т существенно зависят от температуры старения. Так, при температуре старения 200 °C $\sigma_{\text{в}}$ составляет от 600 до 687 МПа в зависимости от длительности старения. При температуре старения 300 °C $\sigma_{\text{в}}$ снижается до значений 590–595 МПа, а затем по мере повышения температуры старения предел прочности начинает возрастать, причем упрочнение металла ОШЗ тем больше, чем длительнее выдержка образцов при повышенной температуре. Максимальное значение предела прочности около 800 МПа было зафиксировано при температуре старения 400 °C в течение 100 часов (рис. 1, а).

Аналогичные изменения были зафиксированы при измерении предела текучести $\sigma_{0,2}$ металла ОШЗ в зависимости от температуры и длительности старения. Так, при температурах старения 200 °C и 300 °C $\sigma_{0,2}$ сохраняется на примерно одном уровне, если длительность старения находится в пределах 50 и 100 часов. Также показатели предела текучести могут незначительно снижаться, если время старения имеет длительность от 1 до 10 часов.

Однако повышенные температуры термического воздействия 300 °C и 400 °C сопровождаются существенным повышением значений $\sigma_{0,2}$ до 563–570 МПа. Длительность выдержки старения на предел текучести оказыва-

ет меньшее влияние, чем на предел прочности (рис. 1, б).

При определении показателей пластичности установлено, что наибольшее влияние на относительное удлинение (δ) оказывает продолжительность термического воздействия. Особенно это заметно проявляется при длительности старения в течение 100 часов, когда δ уменьшается с 43 до 27 % (рис. 1, в).

Наиболее существенные изменения свойств металла ОШЗ при старении было обнаружено при исследовании показателей ударной вязкости KCV стали 08X18Г8Н2Т (рис. 1, г). Выявлено, что эти изменения в зависимости от температуры старения имеют ярко выраженный экстремальный характер. Так установлено, что при температуре старения 200 °С показатели ударной вязкости в металле ОШЗ имеют более низкий уровень по сравнению с основным металлом. При увеличении температуры старения до 250–300 °С наблюдается некоторое повышение показателя KCV до значения 0,345 МДж/м². Однако высокая температура старения 400 °С приводит к резкому падению показателей ударной вязкости до 0,015 МДж/м², что не отвечает техническим требованиям сварных соединений данной стали нормативным документам на сварные сосуды и аппараты нефтехимического назначения (ОСТ 26-291-87).

Также существенное влияние на показатели ударной прочности оказывает длительность термического воздействия. С увеличением дли-

тельности старения от 1 до 50 часов ударная вязкость незначительно повышается, а в случае старения длительностью 100 часов показатели KCV недопустимо снижаются. Выявлено, что охрупчивание металла околошовной зоны начинает происходить уже при температуре 300 °С.

Выявленные изменения механических свойств металла ОШЗ стали 08X18Г8Н2Т в процессе старения свидетельствуют о сложности процессов, происходящих в структуре металла, и должны быть отражены при исследовании микроструктур (рис. 2).

По результатам исследования микроструктуры выявлено, что образцы данной стали в исходном состоянии до закалки имеют характерную двухфазную феррито-аустенитную структуру. Видна значительная анизотропия, свойственная металлам после прокатки. Видно, что матрицей является феррит (α -фаза), а зерна аустенита (γ -фаза) сильно вытянуты (рис. 1, а). Микроструктура образцов в зоне термического влияния после имитированного нагрева до температуры 1300 °С коренным образом отличается от структуры металла, который не подвергается существенному и продолжительному нагреву (рис. 2, б). Прежде всего, вообще не обнаруживается текстуры прокатки, а также заметно, что происходят изменения в соотношении исходных фаз. Количество α -фазы возрастает примерно в 1,5–2 раза. Также обнаруживается существенный рост зерна, а на границах крупных ферритных зерен появляется вторичный аустенит.

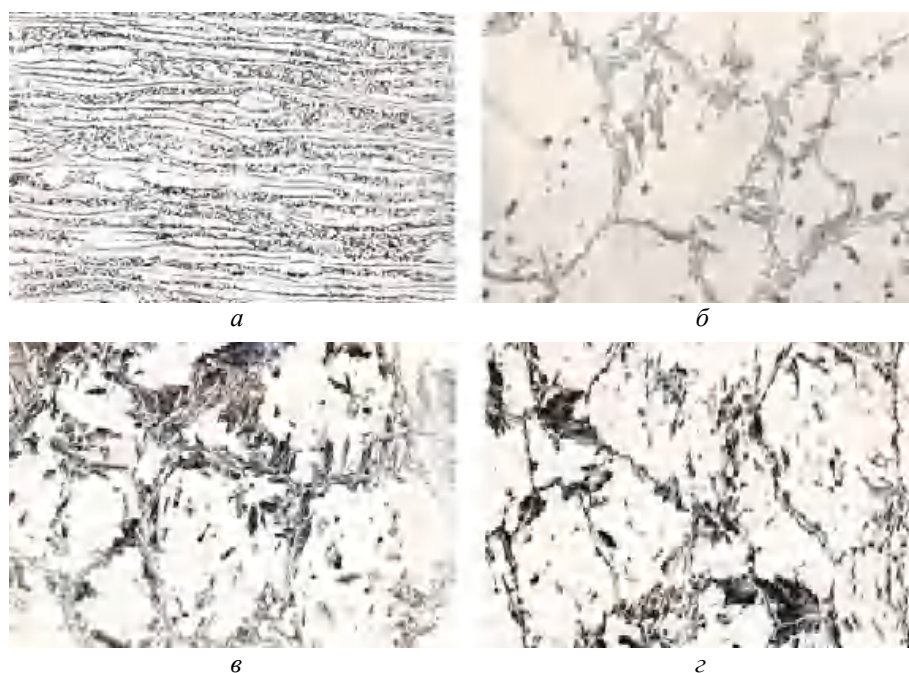


Рис. 2. Микроструктура стали 08X18Г8Н2Т в состоянии поставки (а), в околошовной зоне (ОШЗ) сварного соединения (б), в ОШЗ после старения 400 °С, 10 ч (в), в ОШЗ после старения 400 °С, 100 ч (г), $\times 100$

Кроме этого, были обнаружены включения эвтектоидного типа, размерами примерно 0,05–0,20 мкм, которые располагаются по границам зерен δ и γ' -фазы а также в объеме ферритных зерен с дендритным строением. Эти включения требуют дальнейшей идентификации и более всего подвержены изменениям в ходе старения (рис. 2, б, в, г). Так обнаружено, что если в исходном состоянии наибольшее количество таких включений сосредоточено, в основном, на границах раздела фаз, то после старения их больше всего располагается в ферритной матрице.

Таким образом, по результатам проведенных исследований было выявлено, что термическое воздействие при температурах 200–400 °С на металл ОШЗ сварных соединений стали 08Х18Г8Н2Т приводит к развитию процессов старения по типу образования и роста выделений избыточных фаз. Несомненно, данными процессами обусловлена зависимость механических характеристик от температуры и именно им принадлежит основная роль в охрупчивании и снижении уровня ударной вязкости металла ОШЗ.

Выводы:

1. Изучено влияние термического старения металла ОШЗ сварных соединений стали 08Х18Г8Н2Т при температуре 200–400 °С в течение 1–100 ч на предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и ударную вязкость. Установлено, что термическое старение наиболее существенно отражается на показателях ударной вязкости и приводит к значительному ее уменьшению.

2. При температуре старения 350–400 °С происходит упрочнение металла ОШЗ тем больше, чем больше время выдержки при этой температуре.

3. Падение ударной вязкости до значений близких к нулю наблюдается при температурах 400 °С, что может быть связано с процессами отпускной хрупкости.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки и термоциклической обработки на свойства и характер разрушения стали 08Х18Г8Н2Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, О. Б. Крючков // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 11. – С. 28–33.
2. Бондарева, О. П. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.
3. Каховский, Н. И. Сварка высоколегированных сталей / Н. И. Каховский. – Киев: Техника, 1978. – 375 с.
4. Хрупкие разрушения сварных конструкций / У. Дж. Холл, Х. Кихара, В. Зут, А. Уэллс. М: Машиностроение, 1979. – 319 с.
5. Полетаев, Ю. В. Склонность к локальному разрушению сварных соединений хромомарганцевых и хромоникелевых аустенитных сталей / Ю. В. Полетаев, А. С. Зубченко // Сварочное производство. – 1989. – № 10. – С. 11–13.
6. Бондарева, О. П. Влияние погонной энергии сварки на структуру и свойства сварных соединений феррито-аустенитных сталей 08Х18Г8Н2Т и 08Х22Н6Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов, Р. А. Бескровный // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (290) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Металлургия»). – С. 71–76.

REFERENCES

1. Bondareva, O. P. The influence of the thermal cycle of welding and thermocyclic treatment on the properties and nature of destruction of steel 08H18G8N2T / O.P. Bondareva, E.V. Sedov, O.B. Kryuchkov // Deformation and destruction of materials. – 2021. – No. 11. – pp. 28-33.
2. Bondareva, O. P. The influence of thermocyclic treatment on The structure and properties of the metal of the near-seam zone of welded joints of ferrite-austenitic steels / O.P. Bondareva, E.V. Sedov, I.L. Gonik // Chemical and oil and gas engineering. – 2016. – No. 7. – Pp. 45-48.
3. Kakhovsky, N. I. Welding of High-Alloy Steels. – Kiev: Tekhnika, 1978. – 375 p.
4. Brittle Fractures of Welded Structures / W.J. Hall, H. Kihara, V. Zut, A. Wells. M: Mechanical Engineering, 1979. – 319 p.
5. Poletaev, Yu. V., Zubchenko A.S. Tendency to local destruction of welded joints of chromium-manganese and chromium-nickel austenitic steels. // Welding production. – 1989. – №10. – P.11-13.
6. Bondareva, O. P. Influence of the linear welding energy on the structure and properties of welded joints of ferrite-austenitic steels 08Kh18G8N2T and 08Kh22N6T / O.P. Bondareva, E.V. Sedov, D.E. Sedov, R.A. Beskrovny // Izvestiya VolgGTU. Ser. Metallurgy. - Volgograd, 2024. - No. 7 (290). - Pp. 71-76.

Статья поступила в редакцию 08.06.2026, доработана 15.06.2026, подписана в печать 24.06.2026.

The article was submitted 08.06.2026, revised 15.06.2026, accepted for publication 24.06.2026.

УДК 621.74.

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-74-81

Научная статья

Original article

Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, Н. И. Габельченко, Д. Ю. Гребнев, В. Ф. Жаркова

**ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА ОТЛИВОК
МОДИФИЦИРОВАНИЕМ РАСПЛАВА ЧУГУНА
МЕЛКОДИСПЕРСНЫМИ ПРОМЫШЛЕННЫМИ ОТХОДАМИ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Наталья Ильинична Габельченко, ngabelchenko@mail.ru

Аннотация. В статье приведены результаты работы по повышению механических свойств серого чугуна в отливках, за счет модифицирования многокомпонентными микролегирующими и модифицирующими композициями. Проведен сравнительный анализ модифицирования лигатурой ФС30РЗМ30 и предлагаемой композицией. Положительный эффект модифицирования предложенным комплексным материалом сопоставим с эффектом модифицирования лигатурой ФС30РЗМ30. Вместе с тем, для создания предлагаемых композиций использовались промышленные отходы, которые в свою очередь, требовали утилизации. В работе показано, что введение в расплав чугуна предлагаемых модифицирующих композиций, приводит к заметному повышению механических свойств чугуна. Так, механические свойства немодифицированного чугуна соответствуют маркам СЧ15, СЧ20, а после модифицирования соответствовали маркам СЧ20 и СЧ25, что, в первую очередь, связано с изменением количества и размеров графитной фазы, к появлению в микроструктуре среднего или даже мелкого графита. Кроме того, заметно повышается количество перлита в микроструктуре чугуна. Внедрение разработанного модификатора, содержащего отходы чугунолитейной промышленности, позволило стабильно получать в крупных отливках чугун марок СЧ20 и СЧ25, а внедрение модификатора, содержащего бронзовую стружку и карбид кремния для предотвращения «кромочного» отбела в мелких отливках позволило исключить из технологического процесса графитизирующий отжиг и снизить затраты на производство мелкого литья.

Ключевые слова: чугун, модифицирование, микроструктура, механические свойства и технологические свойства чугуна, микроструктура чугуна, мелкодисперсные отходы машиностроения, кромочный отбел

Для цитирования: Кидалов Н. А., Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Гребнев Д. Ю., Жаркова В. Ф. Повышение качества металла отливок модифицированием расплава чугуна мелкодисперсными промышленными отходами. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 74–81. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-74-81.

Информация об авторах:

Николай Алексеевич Кидалов – профессор, д-р техн. наук, заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

Scopus 6506736330

e-mail: nich@vstu.ru

Юрий Владимирович Гребнев – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

Scopus 6506985504

e-mail: y.grebnev@mail.ru

Наталья Ильинична Габельченко – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-7576-7455>

e-mail: ngabelchenko@mail.ru

Данил Юрьевич Гребнев – аспирант ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0001-7613-2048>

e-mail: grebnevdanil60@gmail.com

Вера Федоровна Жаркова – ст. преподаватель кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

e-mail: vera.zharkova@mail.ru

Вклад авторов:

Н. А. Кидалов – разработка общей концепции исследования, участие в обсуждении результатов

Ю. В. Гребнев – получение результатов, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов

Н. И. Габельченко – анализ экспериментальных данных, написание текста статьи.

Д. Ю. Гребнев – сбор данных, оформление материалов.

В. Ф. Жаркова – оформление материалов, участие в обсуждении результатов.

N. A. Kidalov, Yu. V. Grebnev, N. I. Gabelchenko, D. Yu. Grebnev, V. F. Zharkova

**IMPROVING CASTING METAL QUALITY BY MODIFYING
MELT IRON WITH FINE INDUSTRIAL WASTE**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Natalia I. Gabelchenko, ngabelchenko@mail.ru

Abstract. This article presents the results of a study aimed at improving the mechanical properties of gray cast iron by modifying it with multicomponent microalloying and modifying compounds. A comparative analysis of modification with the FS30R3M30 master alloy and the proposed composition is provided. The positive effect of modification with the proposed complex material is comparable to that of modification with the FS30R3M30 master alloy. However, industrial waste, which in turn required disposal, was used to create the proposed compositions. The study demonstrates that the introduction of the proposed modifying compounds into the cast iron melt leads to a significant improvement in the mechanical properties of the cast iron. Thus, the mechanical properties of unmodified cast iron correspond to those of grades SCh15 and SCh20, while after modification they corresponded to grades SCh20 and SCh25, which is primarily due to a change in the amount and size of the graphite phase, leading to the appearance of medium or even fine graphite in the microstructure. Furthermore, the amount of pearlite in the cast iron microstructure significantly increases. The introduction of a developed modifier containing cast iron shot waste and SHKh15 steel shavings made it possible to consistently produce cast iron grades SCh20 and SCh25 in large castings, while the introduction of a modifier containing bronze shavings and silicon carbide to prevent edge chilling in small castings made it possible to eliminate graphitizing annealing from the process and reduce the cost of producing small castings.

Keywords: cast iron, modification, microstructure, mechanical properties and technological properties of cast iron, microstructure of cast iron, fine-dispersed waste from mechanical engineering, edge chill

For citation: Kidalov N. A., Grebnev Yu. V., Gabelchenko N. I., Grebnev D. Yu., Zharkova V. F. Improving casting metal quality by modifying melt iron with fine industrial waste. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 74–81. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-74-81.

Information about the authors:

Nikolay A. Kidalov – Professor, Doctor of Technical Sciences, Head of the Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

Scopus 6506736330

e-mail: nich@vstu.ru

Yuri V. Grebnev – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

Scopus 6506985504

e-mail: y.grebnev@mail.ru

Natalia I. Gabelchenko – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-7576-7455>

e-mail: ngabelchenko@mail.ru

Danil Y. Grebnev – postgraduate student VSTU

<https://orcid.org/0009-0001-7613-2048>

e-mail: grebnevdanil60@gmail.com

Vera F. Zharkova – Senior Lecturer, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

e-mail: vera.zharkova@mail.ru

Contribution of the authors:

Nikolay A. Kidalov – development of the general study concept, participation in the discussion of the results

Yuri V. Grebnev – obtaining results, writing the article, participation in the discussion of the results

Natalia I. Gabelchenko – analysis of the experimental data, writing the article

Danil Yu. Grebnev – data collection, preparation of materials.

Vera F. Zharkova – preparation of materials, participation in the discussion of results.

Введение

При производстве чугуновых отливок часто возникает необходимость заливки металлом одной плавки отливок с большой разницей в весе. В итоге крупные, толстостенные отливки имеют пониженные механические свойства, а в мелких, тонкостенных отливках наблюдается «кромочный» отбел.

Так, в чугунолитейном цехе ваграночный чугун одновременно поступает на конвейер для заливки форм металлоемкостью от 100 до 220 кг и на конвейер с металлоемкостью форм не более 24 кг и весом отливок от 0,8 до 4,5 кг.

Эти проблемы пытались решать методами ковшевого микролегирования и модифицирования серого чугуна [1–3]. Для повышения ме-

ханических свойств чугуна в крупных, толсто-стенных отливках, проводили модифицирование и микролегирование расплава феррохромом, ферросиликохромом, ферромарганцем, ферротитаном, феррованадием, ферромolibденом.

Однако введение в расплав марганца, титана, ниобия, ванадия в количествах от 0,1 до 0,3 % не привело к заметному повышению механических свойств.

Использование же феррохрома и силикохрома в количестве 0,8–1,0 % к весу жидкого металла повысило механические свойства на 35–50 МПа, но через некоторое время привело к значительному насыщению возвратной шихты хромом и, соответственно, повышению склонности чугуна к отбелу в тонкостенных отливках.

Чугун для тонкостенного литья модифицировали высокопроцентным ферросилицием, силикокальцием, силикобарием, лигатурами на основе редкоземельных металлов. Наилучшие результаты по снижению склонности чугуна к отбелу были получены при использовании редкоземельной лигатуры ФС30РЗМ30 [4]. Оптимальный расход лигатуры 0,5 % к весу жидкого металла при фракции 1–10 мм. Однако эффективность модифицирования лигатурой ФС30РЗМ30 заметно снижается при снижении температуры чугуна в процессе разливки. При температурах модифицирования 1300–1320 °С снижение «глубины» отбела в клиновидных технологических пробах после ввода лигатуры ФС30РЗМ30 не отмечено. Также было установлено, что при температурах 1360–1400 °С модифицирующий эффект сохранялся не более 3 минут, а разливка ковша с металлоемкостью 380–400 кг жидкого металла может продолжаться и более 5 минут.

Таким образом, лигатура ФС30РЗМ30 в реальных производственных условиях не может обеспечить стабильного устранения «кромочного» отбела в мелких, тонкостенных отливках.

Кроме того, для предотвращения износа и поломок режущего инструмента в механических цехах все мелкие отливки весом до 3 кг подвергались графитизирующему отжигу. Длительный и высокотемпературный отжиг проводил к значительному снижению механических свойств чугуна и повышению себестоимости мелкого литья на 6–7 %.

Поэтому целью настоящей работы было совершенствование составов модификаторов, во-первых, для повышения механических свойств

серого чугуна в отливках и, во-вторых, для снижения кромочного отбела, за счет создания эффективных микролегирующих и модифицирующих композиций. Учитывая современные тенденции использования отходов производства в литейно-металлургических технологиях [5], модифицирующие композиции составлялись из отходов машиностроительного производства.

Материалы и методики исследования

Для повышения механических свойств чугуна в отливках весом до 80 кг и с толщиной стенок 15–20 мм предварительно была проанализирована возможность использования следующих материалов:

- стружка жаропрочных сталей 35Х18Н24С2Л и 20Х20Н14С2Л;
- отход дробеметной очистки литья и поковок – «колотую» дробь размером частиц до 0,5 мм [6];
- шлам от шлифовки заготовок подшипников качения из стали ШХ15 [7];
- шлам от заточки инструмента из быстрорежущей стали Р6М6, Р6М4Ф2;
- мелкая стружка стали 110Г13Л от абразивной заточки дефектов отливок тракторных звеньев гусениц.

Предварительный анализ вышеперечисленных материалов позволил установить следующее:

- наибольшие энерго- и трудозатраты требуются для подготовки к модифицированию стальной легированной стружки и шлама от заточки инструмента из быстрорежущих сталей;
- мелкая стружка стали 110Г13Л не отделяется от оксидов при магнитной сепарации и непригодна для модифицирования;
- шлам от абразивной заточки заготовок подшипников Волжского подшипникового завода требует лишь удаления влаги. В обезвоженной мелкой стружке ШХ15 содержится карбонат натрия в количестве 0,4–0,6 %, который является эффективным флюсом и способствует процессу модифицирования. Также в сухой стружке содержится от 3 до 4 % мелких частиц карбида кремния от разрушающихся в процессе шлифовки абразивных кругов. Карбид кремния хорошо растворяется в расплаве жидкого чугуна, способствует растворению других модифицирующих материалов, комплексно улучшает свойства чугуна в отливках [8–10];
- отход от дробеметной очистки литья и поковок – «колотая» дробь перед использованием

подвергается только магнитной сепарации. В готовом материале остается до 1 % оксидов железа и кремния. Основная фракция колотой дробы 0,2–0,4 мм. Исходная фракция дробы 2–3,6 мм. Структура литой дробы – белый чугун;

– стружка стали ШХ15 и «колотая» дробь после технологически простых операций подготовки являются сыпучими материалами и легко дозируются.

Поэтому наиболее перспективными компонентами модифицирующих добавок оказались стружка стали ШХ15 и отход от дробеметной очистки литья и поковок – «колотая» дробь.

Мелкодисперсная стружка стали ШХ15 и «колотая» дробь смешивались в соотношении 50/50 и 30/70 % соответственно. Расход модифицирующего материала 1 % к весу жидкого металла. Модифицирующая смесь вводилась мерной емкостью в разливочный ковш при наполнении его металлом на 1/3 объема. Струя металла из стенового ковша хорошо размешивала и растворяла модифицирующую смесь в жидком чугуне.

Из раздаточного ковша металлоемкостью 1,5 тонны наполнялись четыре разливочных ковша, что позволило получать металл для сравнительных исследований, имеющий один химический состав, температуру разливки и отличающийся только присадкой модифицирующего материала.

Модифицированным и немодифицированным чугуном заливались литейные формы и пробы для изготовления образцов на механические испытания [11] и проведения металлографических исследований. Результаты испытаний усреднялись и сравнивались.

Механические свойства определялись по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 27208-87 [12].

Из металла этих же проб изготавливались микрошлифы и проводились металлографические исследования на нетравленных шлифах и после травления в 4 % растворе азотной кислоты.

Модифицирование чугуна с целью снижения отбела проводилось по схеме, схожей с модифицированием для повышения механических свойств. В качестве модификатора использовалась смесь стружки оловянистой бронзы БР04Ц7С5 [13] и шлифзерна карбида кремния в соотношении:

– стружка оловянистой бронзы БР04Ц7С5–70 %;

– карбид кремния – 30 %.

Расход модифицирующей смеси 0,6 % к весу жидкого металла.

Для сравнительных исследований заливались пробы металлом, модифицированным лигатурой ФС30РЗМ30 и немодифицированным металлом.

Критерием эффективности процесса модифицирования служила глубина отбеленного слоя чугуна в клиновидной пробе. Результаты измерений глубины отбела обобщались и сравнивались.

Результаты исследования

Результаты использования предлагаемых модификаторов для повышения механических свойств чугуна в отливках весом до 80 кг и с толщиной стенок 15–20 мм представлены в табл. 1 и на рис. 1. Всего было отлито и исследовано 46 образцов от модифицированного и, соответственно, 23 контрольных образца из немодифицированного чугуна. В табл. 1 представлены усредненные результаты испытаний механических свойств модифицированного и немодифицированного чугуна.

Таблица 1

Влияние модифицирования на механические свойства чугуна

Характеристика чугуна	Средние механические свойства	
	σ_B , МПа	НВ
Немодифицированный чугун	190	184
Модифицированный: 50 % стружка ШХ15, 50 % дробь чугунная	235	201
Модифицированный: 30 % стружка ШХ15, 70 % дробь чугунная	240	204

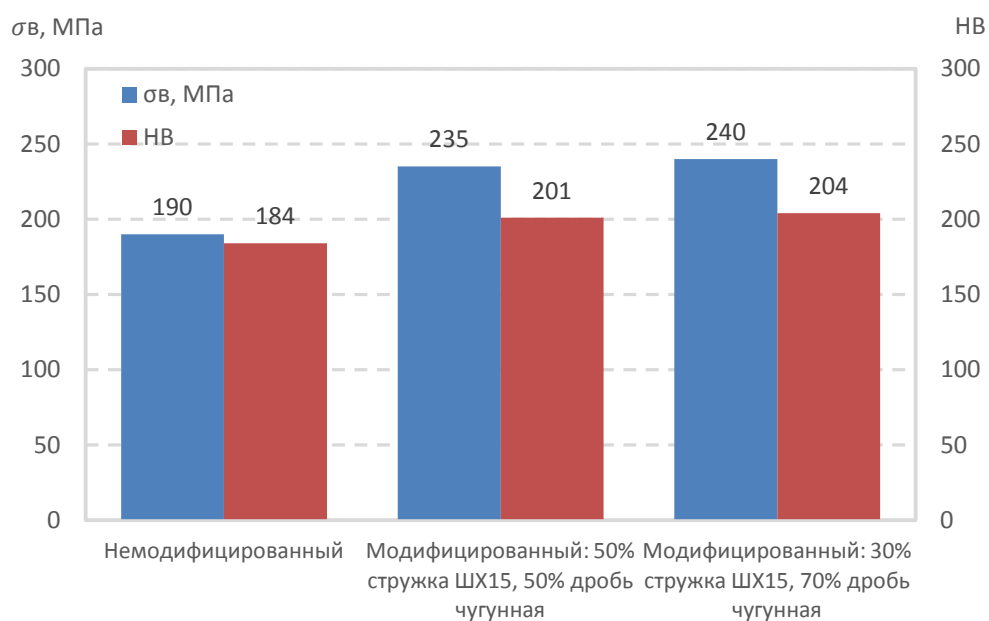


Рис. 1. Средние механические свойства чугуна

Результаты использования предлагаемых модификаторов для снижения «кромочно-го» отбела в мелких отливках представлены в табл. 2 и на рис. 2, где показаны результаты замеров глубины отбеленного слоя клиновид-

ных проб, залитых модифицированным и немодифицированным чугуном. В ходе эксперимента было залито и исследовано 27 проб модифицированного металла.

Таблица 2

Влияние модифицирования на глубину отбела в клиновидной пробе

Характеристика чугуна	Средняя глубина отбела в клиновидной пробе, мм
Немодифицированный чугун	9–10
Модифицированный: лигатурой ФС30РЗМ30	5–7
Модифицированный: стружка оловянистой бронзы БР04Ц7С5 –70 %, карбид кремния – 30 %	5–6

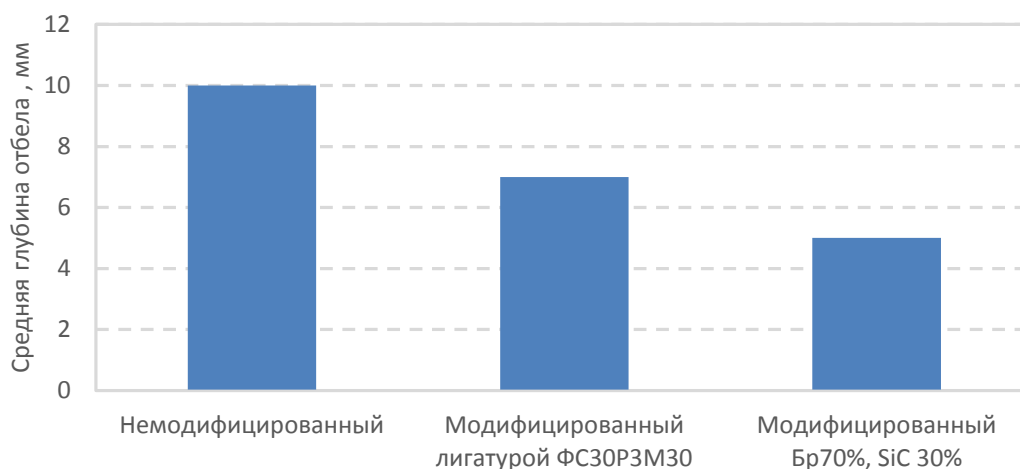


Рис. 2. Средняя глубина отбела в клиновидной пробе



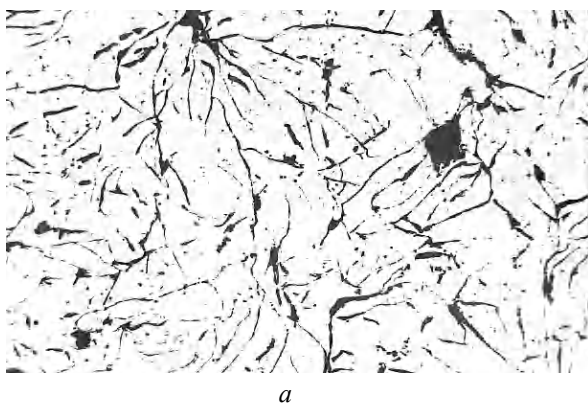
Рис. 3. Отбеленный чугун в клиновидной пробе:
а – немодифицированный чугун; б – модифицированный чугун

Видно, что наилучшими результатами обладает чугун после модифицирования материа-

лом, состоящим из 70 % бронзовой стружки и 30 % зерна карбида кремния. На рис. 3 представлены клиновидные пробы модифицированного этой композицией жидкого металла и немодифицированного чугуна. Отбел немодифицированного чугуна составил 9 мм, тогда, как в модифицированном чугуне был снижен до 5 мм.

Металлографические исследования представлены на рис. 4 и 5. Видно, что модифицирование заметно повысило дисперсность графитной фазы (рис. 4 и 5). Немодифицированный чугун содержит крупный графит прямолинейной формы (рис. 4, а), после модифицирования – мелкий графит прямолинейной формы (рис. 4, б).

Также модифицирование предложенной композицией привело к увеличению перлитной составляющей в металлической матрице (рис. 5), немодифицированный чугун содержал перлита 45 % и феррита 55 % (рис. 5, а), модифицированный чугун – перлита 70 % и феррита 30 % (рис. 5, б).



а



б

Рис. 4. Микроструктура чугуна в нетравленном состоянии, $\times 100$:
а – крупный графит прямолинейной формы в немодифицированном чугуне;
б – мелкий графит прямолинейной формы после модифицирования



а



б

Рис. 5. Металлическая матрица чугуна, $\times 100$:
а – немодифицированный чугун перлита 45 (Ф 55), б – модифицированный чугун перлита 70 (Ф 30)

Обсуждение полученных результатов

Анализируя данные табл. 1, можно сделать выводы, что введение в расплав чугуна материалов, создающих в расплаве чугуна дополнительные центры дендритной кристаллизации, приводит к заметному повышению механических свойств чугуна. Среднее повышение временного сопротивления разрыву после модифицирования составляет 48 МПа. Механические свойства немодифицированного чугуна соответствуют маркам СЧ15, СЧ20, а после модифицирования соответствовали маркам СЧ20 и СЧ25.

Металлографические исследования показали, что повышение механических свойств чугуна в первую очередь связано с изменением количества и размеров графитовой фазы. Если в чугуне без модифицирования был крупный графит (рис. 4, а), то модифицирование приводило к появлению в микроструктуре среднего или даже мелкого графита (рис. 4, б). Средний графит в исходном чугуне после модифицирования всегда выделяется в виде мелкого графита. Сравнительное исследование металлической матрицы чугуна показало, что модифицирование заметно повышает количество перлита в микроструктуре чугуна до 70 % (рис. 5).

В ходе экспериментальных работ и исследования было отмечено, что повышение содержания «колотой» дробы в составе модифицирующей смеси до 70 %, дает самые высокие результаты по повышению механических свойств чугуна. Это можно объяснить тем, что цементит из белого чугуна в короткий промежуток времени между модифицированием и затвердеванием металла отливки в форме *не растворяется* и оказывает положительное влияние на процесс кристаллизации и графитизации чугуна.

Конечным результатом экспериментальных работ было внедрение в чугунолитейном цехе процесса модифицирования чугуна для крупных, толстостенных отливок модифицирующей смесью, состоящей из 70 % «колотой» в процессе очистки литья дробы и 30 % мелкодисперсной стружки стали ШХ15. Расход модифицирующей смеси 1% к весу жидкого металла.

Данные табл. 2 показывают, что модифицирование жидкого чугуна материалом, состоящим из 70 % бронзовой стружки и 30 % зерна карбида кремния снижают глубину отбела в клиновидной пробе на 4–5 мм по сравнению с немодифицированным металлом (рис. 3).

Положительный эффект модифицирования предложенным комплексным материалом сопоставим с эффектом модифицирования лигатурой ФС30РЗМ30. В ходе экспериментов отмечено стабильное положительное влияние нового модификатора во всем интервале температур заливки металла в литейные формы, рекомендованных технологическим процессом (1300–1400 °С). Также предложенный модификатор сохраняет модифицирующий эффект до 6 минут, что вполне достаточно для разлива всего металла из ковша в формы с малой металлоемкостью.

Полученные результаты экспериментальных работ хорошо сопоставимы с данными, полученными в других исследованиях по положительному влиянию меди [14] и карбида кремния [8–10; 15; 16] на процессы кристаллизации чугуна и снижения его склонности к отбелу.

При изготовлении комплексного модификатора в условиях чугунолитейного цеха стоимость килограмма нового модификатора на 300–320 рублей меньше, чем модификатора ФС30РЗМ30. С учетом повышенного расхода нового модификатора экономический эффект от замены лигатуры ФС30РЗМ30 составил 870 рублей на тонну жидкого чугуна.

Выводы

1. Внедрение модификатора, содержащего отходы чугунолитейного производства и стружки стали ШХ15, позволило стабильно получать в крупных отливках чугун марок СЧ20 и СЧ25. Сопоставимые результаты были получены на двух составах модификатора: 50 % стружка ШХ15, 50 % дробь чугунная и 30 % стружка ШХ15, 70 % дробь чугунная.

2. Внедрение модификатора, содержащего 70 % бронзовой стружки и 30 % карбида кремния, для предотвращения «кромочного» отбела в мелких отливках позволило исключить из технологического процесса графитизирующий отжиг и снизить затраты на производство мелкого литья.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Закиров, Э. С. Разработка тяжелого модификатора чугуна на вермикулярный графит / Э. С. Закиров, А. Г. Панов // Ползуновский вестник, 2022. – № 4. – Т. 2. – С. 93–98. doi: 10.257/ASTU.2072-8921.2022. EDN: <https://elibrary.ru/SBFXGF>.
2. Рудницкий, Ф. И. Модифицирование чугунов ультрадисперсными добавками / Ф. И. Рудницкий, С. А. Куликов // Литье и металлургия, 2017. – № 1. – С. 11–15.

3. Модифицирование чугунов отходами титано-магниевого производства / В. А. Федьков, А. В. Федьков, Э. И. Меняйло, В. И. Минакова // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении – 2011 – № 1 – С. 85–87.

4. Лигатуры с редкоземельными металлами на железокремниевой основе ТУ 14-5-136-81. – М.: Российский институт стандартизации, 1982. – 14 с.

5. Грачев, А. Н. Выбор вариантов применения техногенных отходов в литейнометаллургических технологиях / А. Н. Грачев, И. О. Леушин // Металлургия машиностроения. – 2013. – № 4. – С. 041–045. – EDN RAQCUJ.

6. Дробь чугунная литая ДЧЛ ГОСТ 11964-81. – М.: Стандартиформ, 1982. – 6 с.

7. Прокат из подшипниковой стали ГОСТ 801-22. – М.: Стандартиформ, 2023. – 8 с.

8. Исследование влияния комбинированного модификатора из отходов кремниевого производства на свойства серых чугунов / А. И. Карлина, В. В. Кондратьев, И. А. Сысоев, А. Д. Колосов, М. В. Константинова, Е. А. Гусева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 194–211. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-194-211.

9. Бондарь, В. И. Особенности использования карбида кремния при выплавке конвертерной стали / В. И. Бондарь // Литье и металлургия. – 2023. – N 2. – С. 55–60. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-55-60>.

10. Выплавка синтетического чугуна с использованием материалов, содержащих карбид кремния / Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев, Н. И. Габельченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Металлургия»). – С. 94–97.

11. Чугун для отливок. Отбор проб и изготовление образцов для механических испытаний ГОСТ 24648-90. – М.: Стандартиформ, 1990. – 10 с.

12. Отливки из чугуна. Методы механических испытаний ГОСТ 27208-87. – М.: Стандартиформ, 1987. – 8 с.

13. Бронзы оловянные литейные. Марки ГОСТ 613-79. – М.: Стандартиформ, 1980. – 6 с.

14. АС СССР №1700083. Заявка 4764854. Приоритет изобретения 5 декабря 1989. Гребнев Ю. В., Богатырева О. А.

15. Рудницкий, Ф. И. Повышение прочности серого чугуна путем введения в расплав дисперсных добавок / Ф. И. Рудницкий, С. А. Куликов, В. А. Шумигай // Литье и металлургия. – 2018. – Т. 92. – № 3. – С. 43–49. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-43-49.

16. Марукович, Е. И. О модифицировании эвтектического графита чугуна / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия, 2022. – № 4. – С. 19–23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-19-23>.

REFERENCES

1. Zakirov, E. S., Panov A.G. Development of a heavy cast iron modifier for vermicular graphite // Polzunovsky Bul-

letin. 2022. No. 4. T.2. pp. 93-98. doi: 10.257/ASTU.2072-8921.2022. EDN: <https://elibrary.ru/SBFXGF>.

2. Rudnitsky, F. I., Kulikov S.A. Modification of cast iron with ultrafine additives // Casting and metallurgy. 2017. No. 1. P. 11-15.

3. Fedkov, V. A. Modification of cast iron with titanium-magnesium production waste / V.A. Fedkov, A.V. Fedkov, E.I. Menyailo, V.I. Minakova // New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering – 2011 – No. 1 – pp. 85-87.

4. Master Alloys with Rare-Earth Metals on an Iron-Silicon Base TU 14-5-136-81-M, Russian Institute of Standardization, 1982 – 14 p.

5. Grachev, A. N. Selection of Options for the Use of Man-Made Waste in Foundry and Metallurgical Technologies / A. N. Grachev, I. O. Leushin // Metallurgy of Mechanical Engineering. – 2013. – No. 4. – pp. 041-045. – EDN RAQCUJ.

6. Cast Iron Shot DChL GOST 11964-81 – M: Standartinform, 1982 -6 p.

7. Rolled products from bearing steel GOST 801-22 – M: Standartinform, 2023 – 8p.

8. Study of the influence of a combined modifier from silicon production waste on the properties of gray cast irons / A.I. Karlina, V.V. Kondratyev, I.A. Sysoev, A.D. Kolosov, M.V. Konstantinova, E.A. Guseva // Metal processing (technology, equipment, tools). – 2024. – Vol. 26, No. 1. – Pp. 194–211. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-194-211.

9. Bondar, V. I. Features of the use of silicon carbide in the smelting of converter steel / V.I. Bondar // Casting and metallurgy. 2023. N 2. P. 55-60. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-55-60>.

10. Grebnev Yu.V. Synthetic cast iron smelting using materials containing silicon carbide / Yu.V. Grebnev, V.F. Zharkova, D.Yu. Grebnev, N.I. Gabelchenko // Bulletin of VolGTU. Series: Metallurgy - Volgograd, 2022- No. 7 - P. 94-97.

11. Cast iron. Sampling and preparation of specimens for mechanical testing GOST 24648-90 -M: Standartinform, 1990-10 p.

12. Cast iron castings. Mechanical testing methods GOST 27208-87 – M: Standartinform, 1987 - 8 p.

13. Tin cast bronzes. Grades GOST 613-79 -M: Standartinform, 1980 – 6 p.

14. USSR AS No. 1700083 Application 4764854 Priority of invention December 5, 1989 Grebnev Yu.V., Bogatyreva O.A.

15. Rudnitsky, F. I. Increasing the strength of gray cast iron by introducing dispersed additives into the melt / F.I. Rudnitsky, S.A. Kulikov, V.A. Shumigay // Casting and Metallurgy. 2018. Vol. 92. No. 3. Pp. 43-49. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-43-49.

16. Marukovich, E. I. On the modification of eutectic graphite in cast iron / E. I. Marukovich, V. Yu. Stetsenko, A. V. Stetsenko // Casting and Metallurgy. 2022. No. 4. pp. 19-23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-19-23>

Статья поступила в редакцию 16.06.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 16.06.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 669- 621.74.041

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-82-86

Научная статья

Original article

С. Н. Цурихин, М. А. Творогов, Д. А. Коняев, И. В. Андриянов

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛИТНИКОВО-ПИТАЮЩИХ СИСТЕМ НА ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ПОРИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Сергей Николаевич Цурихин, madgestic@yandex.ru

Аннотация. Проведено исследование литейных свойств расплава силумина АК12 гравитационной заливкой, при использовании трех схем литниково-питающих систем. На основании проведенных исследований установлено, что для гравитационной заливки расплава силумина АК12 оптимальной является схема с наклонной литниково-питающей системой. Оптимальная температура литья при этом соответствует 800 °С, что обеспечивает высокую заполняемость пористого композиционного материала на уровне 95 %.

Ключевые слова: заполняемость, армированный алюминий, литье, жидкотекучесть, литейная технология, литниково-питающая система

Для цитирования: Цурихин С. Н., Творогов М. А., Коняев Д. А., Андриянов И. В. Изучение влияния литниково-питающих систем на литейные свойства алюминиевого сплава при получении пористого композиционного материала // Известия ВолгГТУ. 2026, 7(314): 82–86. DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-314-82-86.

Информация об авторах:

Сергей Николаевич Цурихин – канд. тех. наук, доцент кафедры МиТЛП ВолгГТУ

ScopusID: 6507643583

e-mail: madgestic@yandex.ru

Максим Александрович Творогов – студент ЛПМ-1Н ВолгГТУ

e-mail: tvorogovm@list.ru

Данил Андреевич Коняев – студент ЛПМ-1Н ВолгГТУ

e-mail: danilkonyaev@vk.com

Иван Владиславович Андриянов – студент ЛПМ-2Н ВолгГТУ

e-mail: andriyanov.ivan@bk.ru

Вклад авторов:

С. Н. Цурихин – разработка общей концепции исследования, написание статьи.

М. А. Творогов – анализ данных, оформление материалов.

Д. А. Коняев – анализ данных, оформление материалов.

И. В. Андриянов – проведение экспериментов, оформление материалов.

S. N. Tsurikhin, M. A. Tvorogov, D. A. Konyayev, I. V. Andriyanov

STUDY OF THE EFFECT OF GATE-FEEDING SYSTEMS ON THE CASTING PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY IN THE PRODUCTION OF POROUS COMPOSITE MATERIAL

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Sergey N. Tsurikhin, madgestic@yandex.ru

Abstract. A study of the casting properties of silumin AK12 melt by gravity casting, using three schemes of gate-feeding systems. Based on the conducted research, it was found that for gravitational pouring of the silumin AK12 melt, the optimal scheme is with an inclined gate-feeding system. At the same time, the optimal casting temperature corresponds to 800 °C, which ensures a high filling capacity of the porous composite material at the level of 95 %.

Keywords: occupancy, reinforced aluminum, casting, fluidity, casting technology, gate-feeding system

For citation: Tsurikhin S. N., Tvorogov M. A., Konyayev D. A., Andriyanov I. V. Study of the effect of gate-feeding systems on the casting properties of aluminum alloy in the production of porous composite material // Izvestiya of VSTU. 2026; 7(314): 82–86. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-82-86.

Information about the authors:

Sergey N. Tsurikhin – PhD in Technical, Associate Professor of the MiTLP Department VSTU

ScopusID: 6507643583

e-mail: madgestic@yandex.ru

Maxim A. Tvorogov – is a student of LPM-1N VSTU

e-mail: tvorogovm@list.ru

Danil A. Konyaev – is a student of LPM-1N VSTU

e-mail: danilkonyaev@vk.com

Ivan V. Andrianov – is a student of LPM-2N VSTU

e-mail: andriyanov.ivan@bk.ru

Contribution of the authors:

Sergey N. Tsurikhin – final approval of the version for publication.

Maxim A. Tvorogov – data analysis, writing the article.

Danil A. Konyaev – data analysis, writing the article.

Ivan V. Andrianov – conducting experiments, material preparation.

Введение

При изготовлении пористого композиционного материала методом литья в песчано-глинистую форму на качество литых образцов влияют характеристики литниково-питающих систем. Литниково-питающая система, правильно подобранная для литья сплава, должна компенсировать усадку сплава так, чтобы было обеспечено максимально точное литье конструкции. Кроме того, литниково-питающая система должна гарантировать высокое качество поверхности отлитой конструкции, так как плохое качество поверхности приводит к увеличению внешних дефектов и приводит к дальнейшей их механической обработке [1–3]. Не менее важным является определение температуры литья, обеспечивающей оптимальные литейные свойства сплавов (жидкотекучесть, литейную линейную усадку, заполняемость) для получения качественных литых конструкций.

Цель исследования – определение влияния схем литниково-питающих систем на литейные свойства (заполняемость) расплава силумина АК12, подбор оптимальной схемы и температуры литья для сплава.

Экспериментальная часть

Для исследования были взяты три схемы литниково-питающих систем при получении армированного алюминия. Модели образцов получали гравитационной заливкой расплава

силумина АК12 по ГОСТ 1583-93 в песчано-глинистую форму, в полость которой предварительно в определенной последовательности размещали предварительно полученные полые омедненные гранулы в виде сфер диаметром 2–3 мм [4; 5]. Температура заливки расплава АК12 составляла от 700 до 900 °С. Предварительную плавку силумина проводили в камерной электрической печи марки СНОЛ 80/12.

Исследование включало три основных этапа. На первом этапе была проведена отливка образцов по схеме литниково-питающей системы (рис. 1, а), с использованием расплава силумина АК12. После анализа результатов первого этапа исследования был проведен второй этап исследования с использованием второй схемы литниково-питающей системы (рис. 1, б). После анализа результатов второго этапа исследования был проведен третий этап исследования с использованием третьей схемы литниково-питающей системы (рис. 1, в). Угол наклона модельных образцов составил 10–15° от горизонта.

Завершающий этап исследования заключался в исследовании заполняемости (жидкотекучести) [6; 7] сплава на основе силумина АК12 при температуре заливки 700, 800, 900 °С. Для исследования по каждой из схем литниково-питающей системы подготовлены по три образца с размерами 20х30х100 мм для каждой из выбранной температуры заливки.

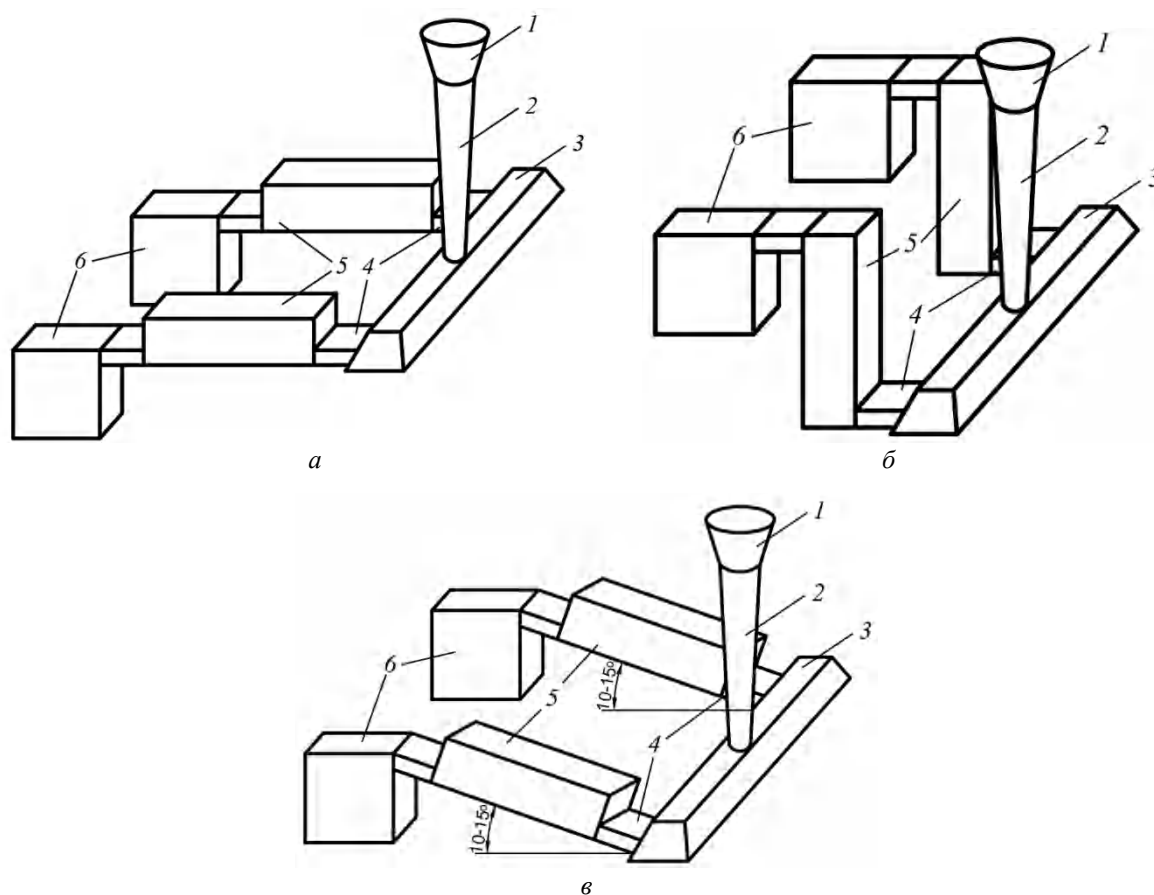


Рис. 1. Схемы литниково-питающих систем с боковой (а), с сифонной (б) и наклонной (в) литниковой системой: 1 – литниковая воронка; 2 – стояк; 3 – шлакоуловитель; 4 – питатели; 5 – модели образцов; 6 – прибыли

Металлографические исследования производили на травленных образцах. Структуру, морфологию полученного композиционного материала изучали с помощью оптической (модульный цифровой микроскоп «OLIMPUS BX61») и электронной (двухлучевой электронный сканирующий микроскоп «SMA Versa 3D FEG») микроскопии.

Результаты исследований

Анализ полученных результатов исследования образцов пористого композиционного материала, полученных с использованием различных схем литниково-питающих систем, позво-

лил сделать вывод, что для данных условий эксперимента наилучшее качество литья образцов обеспечивается с использованием наклонной литниковой системы (табл. 1).

Оптимальная температура литья для расплава силумина АК12 составляет 800 °С, что обеспечивает высокую заполняемость пористого композиционного материала на уровне 95 %. Заполняемость при 900 °С во всех схемах литниково-питающих систем сопровождается перегревом полых омедненных гранул в виде сфер в композиционном материале, вследствие чего они прорываются и заполняются расплавом алюминия.

Таблица 1

Характеристика проливаемости расплава АК12

Схема литниково-питающей системы	Заполняемость, %		
	700, °С	800, °С	900, °С
с боковой	87 ± 2	92 ± 2	95 ± 2
с сифонной	82 ± 1,5	90 ± 1,5	96 ± 1,5
наклонной	93 ± 0	95 ± 0	95 ± 0

При исследовании микроструктуры образцов с различной схемой заливки установлено, что в металле переходной зоны отсутствуют дефекты в виде трещин, микропор нет. Структура переходной зоны с четко выраженной границей (рис. 2, б) при расположении отливки образца по схеме (рис. 1, в) в наклонном виде. Это свидетельствует о небольшом проплавлении

и малом перемешивании металлов при заливке формы алюминиевым расплавом. Заполнение алюминиевым расплавом между медных сфер в форме происходит на 95 %.

Заливка по остальным технологическим схемам приводит к появлению дефектов в переходной зоне и нечетко выраженной границей (рис. 2, а).

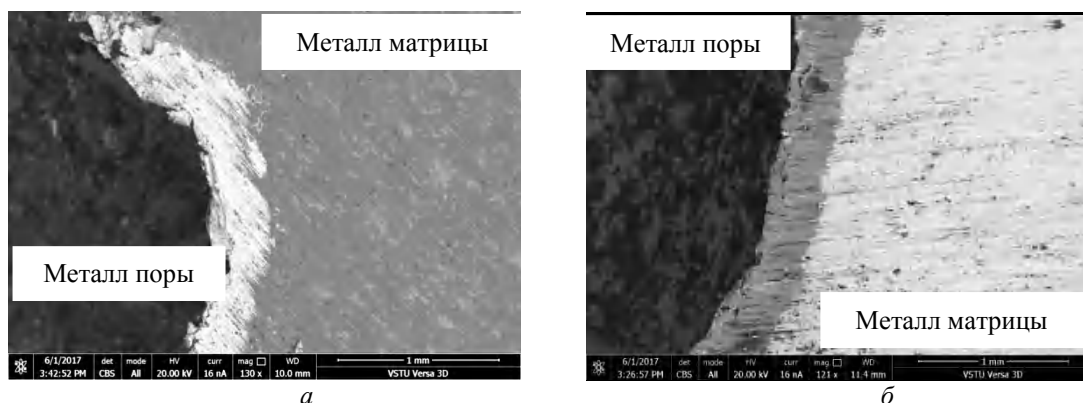


Рис. 2. Вид макросечения переходной зоны между основным металлом и омедненной полый сферой:
а – при схеме рис. 1, а; б – при схеме рис. 1, в

Выводы

1. Оптимальной схемой для гравитационной заливки расплава силумина АК12 является схема с наклонной литниково-питающей системой.
2. Оптимальная температура литья для расплава силумина АК12 составляет 800 °С, что обеспечивает высокую заполняемость пористого композиционного материала на уровне 95 %.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. *Смелов, В. Г.* Исследование влияния конструкции литниково-питающих систем на структуру и качество литых заготовок: методические указания к лабораторной работе / Р. А. Вдовин, В. Г. Смелов. – Самара: Изд-во Самар. ун-та, 2017. – 46 с.
2. *Rabiei, A.* A study on processing of a composite metal foam via casting / A. Rabiei, A. T. O'Neill // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – A 404. – P. 159–164.
3. *Богданов, О. В.* Об оптимизации литниково-питающих систем для стальных отливок по выплавляемым моделям / О. В. Богданов, С. В. Дельцов, В. Л. Сивков // *Вестник южно-уральского государственного университета. серия: металлургия*. – 2011. – № 14(231). – С. 59–60.
4. *Гулевский, В. А.* Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2019. – № 5. – С. 7–10.
5. Study of a Highly Porous Composite Material Based on an Aluminum Matrix with an Ordered Cellular Structure Formed by Hollow Copper–Graphite Spherical Granules / V. A. Gulevskiy, S. N. Tsurikhin, V. V. Gulevskiy [et al.] // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2022. – Vol. 13, No. 2. – P. 480–484. – DOI 10.1134/S2075113322020150.

6. *Шабанова, Т. М.* Влияние температуры перегрева сплава АК12 на его механические свойства / Т. М. Шабанова // *Научный потенциал молодежи и технический прогресс : Материалы I международной научно-практической конференции, Санкт-Петербург, 11 мая 2018 года*. – Санкт-Петербург: Индивидуальный предприниматель Жукова Елена Валерьевна, 2018. – С. 158. – EDN XOUVDF.

7. *Щербинин, В. А.* Влияние температуры нагрева расплава на механические и литейные свойства алюминиевого сплава (АК12) / В. А. Щербинин // *Молодежный научно-технический вестник*. – 2016. – № 4. – С. 1. – EDN VYXLWD.

REFERENCES

1. *Smelov, V. G.* Investigation of the influence of the design of gate-feeding systems on the structure and quality of cast blanks: guidelines for laboratory work / R.A. Vdovin, V.G. Smelov. Samara: Samar Publishing House. University, 2017. – 46 p.
2. *Rabiei, A., O'Neill A.T.* A study on processing of a composite metal foam via casting // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – A 404. – P. 159–164.
3. *Bogdanov, O. V.* On the Optimization of Gating and Feeding Systems for Steel Castings Made by Investment Casting / O.V. Bogdanov, S.V. Deltsov, and V.L. Sivkov // *Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy*. – 2011. – No. 14(231). – Pp. 59–60.
4. *Gulevskiy, V. A., Tsurikhin, S. N., Barabanov, S. V., and Kidalov, N. A.* Study of a Highly Porous Composite Material Based on an Aluminum Matrix with an Ordered Cellular Structure Formed by Hollow Copper–Graphite Spherical Granules. *Zagotovitelnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, 2019, no. 5, pp. 7–10.
5. Study of a Highly Porous Composite Material Based on an Aluminum Matrix with an Ordered Cellular Structure Formed by Hollow Copper–Graphite Spherical Granules / V. A. Gulevskiy, S. N. Tsurikhin, V. V. Gulevskiy [et al.] // *Inor-*

ganic Materials: Applied Research. – 2022. – Vol. 13, No. 2. – P. 480–484. – DOI 10.1134/S2075113322020150.

6. *Shabanova, T. M.* Influence of the overheating temperature of the AK12 alloy on its mechanical properties / T. M. Shabanova // Scientific Potential of Youth and Technical Progress : Materials of the I International Scientific and Practical Conference, Saint Petersburg, May 11, 2018. – Saint

Petersburg: Individual Entrepreneur Zhukova Elena Valerievna, 2018. – P. 158. – EDN XOUVDF.

7. *Shcherbinin, V. A.* Influence of the Melt Heating Temperature on the Mechanical and Foundry Properties of the Aluminum Alloy (AK12) / V. A. Shcherbinin // Youth Scientific and Technical Bulletin. – 2016. – No. 4. – P. 1. – EDN VYXLWD.

Статья поступила в редакцию 16.06.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 24.06.2026

The article was submitted 16.06.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.74.047

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-86-92

Научная статья

Original article

*Г. А. Подосян¹, А. Р. Харисов¹, А. А. Подосян²
И. М. Ячиков³, В. В. Точилкин⁴*

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ СОПРЯЖЕНИЙ УЗКОЙ И ШИРОКОЙ СТЕНОК СЛЯБОВОГО КРИСТАЛЛИЗАТОРА МНЛЗ НА ИХ ИЗНОС ПРИ ИДЕНТИЧНЫХ УСЛОВИЯХ РАБОТЫ

¹ Уральской Федеральный университет им. Ельцина, Екатеринбург, Россия

² ПАО «ММК» ООО «МРК», Магнитогорск, Россия

³ Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

⁴ Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова,
Магнитогорск, Россия

✉ Григорий Артурович Подосян, g.a.podosuan@yandex.ru

Аннотация. В статье рассматриваются кристаллизаторы МНЛЗ с различными сопряжениями: сопряжение узкой стенки с широкой в виде прямого угла и в виде радиусного бурта. Цель работы – сравнить силовое воздействие сляба и износ поверхности стенок при разном типе сопряжений. Для этого в работе исследуются процессы, происходящие внутри кристаллизатора, и также какое влияние сопряжение оказывает на формирование формы сляба и твердой корочки. Было определено, что в процессе кристаллизации узкая стенка сляба имеет вогнутую внутрь поверхность, из-за чего сляб опирается на кристаллизатор своими углами, что и является причиной износа. Актуальность работы заключается в теоретическом обосновании уменьшения износа нового конструктива стенок, что повышает количество часов наработки стенок кристаллизатора до их замены. Научная новизна работы заключается в предложении аналитического обоснования уменьшения износа стенок кристаллизатора при идентичных условиях работы. Результаты работы показали, что радиусное сопряжение снижает износ узкой стенки кристаллизатора, что подтверждается эксплуатацией.

Ключевые слова: кристаллизатор, МНЛЗ, радиусный борт, износ, интенсивность износа, кристаллизация, сляб

Для цитирования: Подосян Г. А., Харисов А. Р., Подосян А. А., Ячиков И. М., Точилкин В. В. Влияние схемы сопряжений узкой и широкой стенок слябового кристаллизатора МНЛЗ на их износ при идентичных условиях работы. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 86–92. DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-314-86-92.

Информация об авторах:

Григорий Артурович Подосян – аспирант УрФУ им. Ельцина, инженер-конструктор АО «ПО «УОМЗ»

e-mail: g.a.podosuan@yandex.ru

Азамат Робертович Харисов – канд. техн. наук, доцент департамента информационных технологий и автоматики УрФУ им. Ельцина

e-mail: ar.kharisov@urfu.ru

Артур Артурович Подосян – канд. техн. наук, начальник лаборатории ПАО «ММК» ООО «МРК»

e-mail: artpod@yandex.ru

Игорь Михайлович Ячиков – д-р техн. наук, профессор кафедры информационно-измерительной техники, Южно-Уральский государственный университет

e-mail: iachikovim@susu.ru

Виктор Васильевич Точилкин – д-р техн. наук, профессор кафедры машин и технологий обработки давлением и машиностроения Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова

e-mail: toch56@mail.ru

Вклад авторов:

Г. А. Подосян – разработка идеи и проектирование методологии, написание статьи, редактирование.

А. Р. Харисов – анализ данных, интерпретация результатов, проверка модели.

А. А. Подосян – техническая экспертиза.

И. М. Ячиков – научное консультирование.

В. В. Точилкин – научное консультирование.

*G. A. Podosyan¹, A. R. Kharisov¹, A. A. Podosyan²
I. M. Yachikov³, V. V. Tochilkin⁴*

**THE EFFECT OF THE COUPLING SCHEME OF THE NARROW
AND WIDE WALLS OF THE CCM SLAB MOLD ON THEIR
WEAR UNDER IDENTICAL OPERATING CONDITIONS**

¹ Yeltsin Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

² MMK PJSC, MRK LLC, Magnitogorsk, Russia

³ South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia

⁴ Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia

✉ Grigory A. Podosyan, g.a.podosuan@yandex.ru

Abstract. The article examines the crystallizers of CCM with various conjugations: the conjugation of a narrow wall with a wide one in the form of a straight angle and in the form of a radius collar. The purpose of the work is to compare the force effect of the slab and the wear of the wall surface with different types of conjugations. For this purpose, the work examines the processes occurring inside the mold, and what effect the conjugation has on the formation of the slab shape and a hard crust. It was determined that during the crystallization process, the narrow slab wall has an inwardly concave surface, which is why the slab rests on the mold with its corners, which is the cause of wear. The relevance of the work lies in the theoretical justification of reducing the wear of the new wall structure, which increases the number of operating hours of the mold walls before they are replaced. The scientific novelty of the work lies in the proposal of an analytical justification for reducing the wear of the mold walls under identical operating conditions. The results of the work: the radius coupling reduces the wear of the narrow wall of the mold, which is confirmed by the operation.

Keywords: crystallizer, CCM, radius collar, wear, wear rate, crystallization, slab

For citation: Podosyan G. A., Kharisov A. R., Podosyan A. A., Yachikov I. M., Tochilkin V. V. The effect of the coupling scheme of the narrow and wide walls of the CCM slab mold on their wear under identical operating conditions. Izvestiya VSTU. 2026; 7(314): 86–92. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-86-92.

Information about the authors:

Grigory A. Podosyan – Graduate Student of the Yeltsin Ural Federal University, design Engineer at JSC "PO "UOMZ".

e-mail: g.a.podosuan@yandex.ru

Azamat R. Kharisov – associate professor at the Department of Information Technology and Automation of the Yeltsin Ural Federal University, Candidate of Technical Sciences

e-mail: ar.kharisov@urfu.ru

Artur A. Podosyan – Candidate of Technical Sciences, Head of the Laboratory of PJSC MMK LLC "MRK"

e-mail: artpod@yandex.ru

Igor M. Yachikov – Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Information and Measurement Technology, South Ural State University

e-mail: iachikovim@susu.ru

Viktor V. Tochilkin – Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Machines and Technologies of Pressure Treatment and Mechanical Engineering, Magnitogorsk State Technical University named after G. I. Nosov

e-mail: toch56@mail.ru

Contribution of the authors:

Grigory A. Podosyan – idea development and methodology design, article writing, editing.

Azamat R. Kharisov – data analysis, interpretation of results, model verification.

Artur A. Podosyan – technical expert.

Igor M. Yachikov – scientific consultant.

Viktor V. Tochilkin – scientific consultant.

Введение

Технология производства стали конвертерным способом методом непрерывной разливки является на сегодня доминирующей в метал-

лургическом производстве. ПАО «ММК», ПАО «СЕВЕРСТАЛЬ, ПАО «НЛМК»; ПАО «ЕВРАЗ-ХОЛДИНГ» – самые крупные металлопроизводители России – имеют в своем составе кисло-

родно-конвертерные цеха с функционирующими МНЛЗ (машинами непрерывного литья заготовок).

Непрерывная разливка стали в МНЛЗ начинается с кристаллизатора, включающего в себя медные водоохлаждаемые стенки, при соприкосновении с которыми, в режиме качания, за счет интенсивного отвода тепла жидкая сталь начинает кристаллизоваться, образуя корочку. На медные стенки кристаллизаторов воздействует существенная нагрузка, включающая: ферростатическое давление, усилие вытягивания и возникающие силы трения, тепловое воздействие, из-за чего медные стенки и кристаллизатор выходят из строя и подлежат ремонту. При снятии кристаллизатора на ремонт МНЛЗ простаивает.

Медные стенки изготавливаются из особых дорогостоящих медных сплавов типа МСр0.1 (медь+серебро), обладающих меньшей твердостью в сравнении со сталью. Быстрый износ медных стенок – это одна из самых важных проблем в технологии разливки. Повышение их ресурса и поиск способов уменьшения износа является актуальной задачей, позволяющей снизить как стоимость разливаемых слабов, так и затраты на восстановление и изготовление самого кристаллизатора, включая медные стенки и комплектующие. Кроме того, меньший износ позволяет в определенной степени купировать составляющую риска прорыва корочки и инцидентных ситуаций.

Улучшение конструкции

В работе [1] предложена оптимизация конструктивного исполнения сборного слабового кристаллизатора – изменение рабочего профиля, медных узких стенок и конфигурации сопряжения узких и широких медных стенок, по месту соединения. Обычно широкие и узкие медные стенки в месте сопряжения имеют прямой угол, при виде сверху, образуя ручей прямоугольной формы. В рамках оптимизации конструкции предлагается вместо обычного прямого угла в стыке между широкими и узкими стенками использовать радиусный переход, в виде радиусного бурта, выполненного по торцам узких стенок. Как показано в [1] и [2], радиусный борт улучшает теплотехнические параметры кристаллизатора. Но как радиусное сопряжение влияет на картину силового взаимодействия слаб-кристаллизатор?

Произведем сравнение радиусного и прямого сопряжений стенок кристаллизатора при идентичных условиях работы.

Пример радиусного бурта представлен в патенте на полезную модель [2].

Процессы внутри кристаллизатора

Кристаллизатор необходим для отведения мощного потока тепловой энергии, до $1 \dots 2 \text{ МВт/м}^2$ от стального расплава, тем самым обеспечивая его кристаллизацию. Для этих целей кристаллизаторы изготавливают из материалов с большой теплопроводностью – преимущественно медные сплавы с добавлением серебра и фосфора, применяются также дисперсионно твердеющие бронзы. Охлаждение медных стенок происходит за счет высокой скорости водяного потока до 5 м/с и специальных внутренних каналов цилиндрической формы каналов, либо щелевых.

После заведения в кристаллизатор затравки начинается процесс непрерывной подачи стали через промежуточный ковш и вытяжки затравки согласно заданным режимам работы. Как указано в открытых источниках, разливку обычно начинают с $0,1 \text{ м/мин}$, постепенно доводя скорость до $0,8 \text{ м/мин}$. При соприкосновении расплава со стенками кристаллизатора начинается кристаллизация металла. По контуру ручья кристаллизатора образуется корочка, которая увеличивается в толщине по мере вытягивания. Цель кристаллизатора – обеспечить образование корочки такой толщины, которая может выдержать ферростатическое [3] давление расплава. Полное завершение процесса кристаллизации слэба происходит в зоне вторичного охлаждения.

Кристаллизация всегда обуславливается следующим явлением: термической объемной и линейной усадкой [4]. Усадка приводит к образованию зазоров между стенкой кристаллизатора и твердой корочкой, что нарушает процессы теплообмена. Поэтому присутствующее в реальности неравномерное охлаждение приводит неоднородности толщины корочки. Это, в свою очередь, приводит к возникновению неравномерным усадочных напряжений, приводящих к трещинам, короблению слэба, прорывам.

В работе [5] приводились данные о форме слэба после кристаллизации в медном сборном кристаллизаторе с цилиндрическими каналами. Как указано в работе [5], слэб, из-за наличия внутри жидкой фазы, не обладает прямоугольной формой в поперечном сечении: широкие грани имеют выпуклую форму, узкие грани наоборот – деформированы внутрь. Интересным является то, что углы слэба как бы завернуты

в сторону узких граней, что и является одной из основных причин износа стенок кристаллизатора.

Аналогичные результаты описаны в работе [6]. В углах кристаллизатора корочка отстаёт от стенки, немного в стороне может наблюдаться утоньшение корочки, что приводит к завороту в сторону грани.

В работе [7] рассматривается область углового сопряжения медных плит кристаллизатора. И также корочка сляба прижимается к узкой грани, отставая от широкой грани, что означает последующий износ данной области.

В работе [8] авторы рассматривают эксплуатационную сторону медного сборного кристаллизатора. Исследуя износ кристаллизатора после процесса плавки, авторы приходят к выводу, что он сконцентрирован в нижней части медной узкой стенки и имеет треугольную форму, располагаясь на переходе от радиусных торцов к рабочей стороне и увеличиваясь по размеру к низу на глубину до 1,5 ... 2 мм.

Резюмируя, можно сделать вывод, что вследствие заворота твердая корочка под действием ферростатической силы и сил усадки прижимается к узкой стенке, вызывая повышенный износ трением. При этом узкая грань становится вогнутой и опирается только на площадки углов, поэтому износ локализуется именно по углам и не наблюдается в центре, как указано в работе [8].

Силовое воздействие сляба на кристаллизатор

Рассмотрим силовую схему воздействия сляба на кристаллизатор с прямыми углами, представленную на рис. 1, на высоте сечения h .

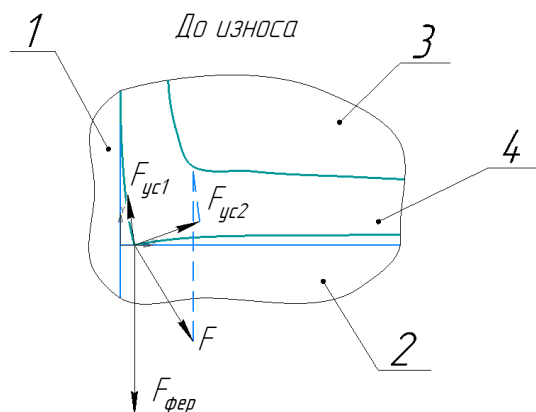


Рис. 1. Схема сил воздействия сляба на кристаллизатор:
1 – широкая стенка кристаллизатора, 2 – узкая стенка кристаллизатора, 3 – жидкий металл, 4 – твердая корочка

На стенки кристаллизатора действуют следующие силы: ферростатическая сила со стороны столба жидкого металла сляба, силы усадки со стороны сляба, сила вытягивания. Сила вытягивания перпендикулярна плоскости сечения, поэтому она не показана.

По итоговому износу можно сделать вывод о направлении равнодействующей единичной силы для данного сечения. Также износ пропорционален самой этой силе [9–10] (см. (1) и (2)).

$$\vec{dF} = \vec{F}_{y1} + \vec{F}_{y2} + \vec{dF}_{фер} \quad (1)$$

где dF – единичная равнодействующая сил; F_{y1}, F_{y2} – силы усадки со стороны узкой и широкой стенок; $dF_{фер}$ – единичная ферростатическая сила для единичной площади соприкосновения.

$$V = \frac{KNS}{H} \quad (2)$$

где V – оценка объемного износа; K – эмпирический коэффициент, обычно называемый коэффициентом изнашивания; N – нормальная нагрузка на контакт; H – твердость материала; S – путь износа.

Пусть α – текущий угол изношенной поверхности относительно горизонтальной оси рис. 1, который зависит от количества плавки; β – угол направления равнодействующей силы dF , равный 3–4°, то есть углу износа, согласно работе 1. Схема сил представлена на рис. 2.

Тогда единичная нормальная нагрузка на контакт N для высоты сечения h будет зависеть от текущего угла износа, и будет увеличиваться со степенью износа (см. выражение (3)).

$$dN = dF \cos(\beta - \alpha), \quad 0 < \alpha < \beta. \quad (3)$$

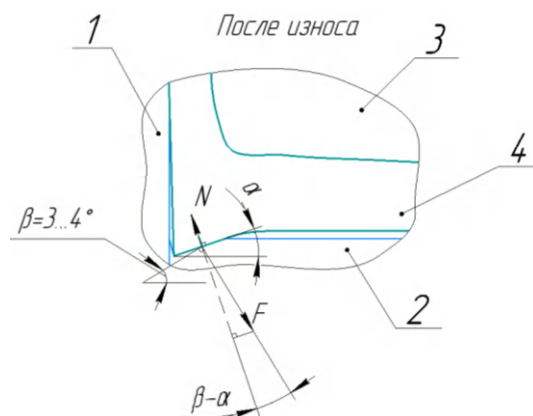


Рис. 2. Схема сил воздействия сляба на кристаллизатор после износа:
1 – широкая стенка кристаллизатора, 2 – узкая стенка кристаллизатора, 3 – жидкий металл, 4 – твердая корочка

Рассмотрим кристаллизатор с радиусными буртами. Выберем сечение на точно такой же высоте, что и в предыдущем расчете. Рассмотрим ситуацию, когда радиусный угол сляба также подворачивается, а узкая грань становится вогнутой внутрь. Это представлено на рис. 3.

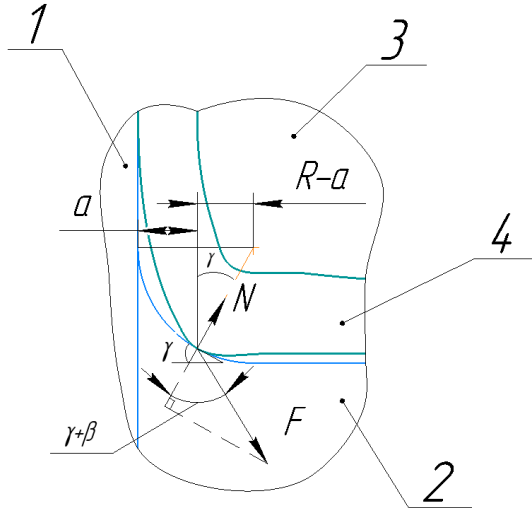


Рис. 3. Схема сил для кристаллизатора с радиусным буртом:
1 – широкая стенка кристаллизатора, 2 – узкая стенка кристаллизатора, 3 – жидкий металл, 4 – твердая корочка

При этом нормальная нагрузка на контакт по сравнению с предыдущей ситуацией уменьшится, так как радиус сляба будет опираться на часть дуги радиусного бурта кристаллизатора МНЛЗ.

То есть, как показано на рис. 2, появится угол наклона поверхности γ в зависимости от расстояния от центра окружности выполненного радиуса.

Рассмотрим рис. 3 для нахождения начального угла наклона γ . Согласно геометрической схеме, γ находится как (4):

$$\gamma = \arcsin\left(\frac{R-a}{R}\right), \quad \frac{1}{2}R < a < R \quad (4)$$

где R – радиус бурта; a – расстояние заворота угла от широкой поверхности; Тогда dN примет следующий вид (5)

$$dN = dF \cos(\beta + \gamma - \alpha), \quad 0 < \alpha < (\beta + \gamma) \quad (5)$$

В результате, сравнивая (3) и (5), можно сделать вывод, что радиус позволяет существенно снизить нормальную нагрузку на контакт dN при тех же самых условиях, что и для кри-

сталлизатора с прямыми углами, что дает меньший суммарный объемный износ в рамках одного и того же промежутка времени, повышая стойкость кристаллизатора и время его полезного использования.

Исследуя трение износа в машиностроении, авторы работ [11–12] делают вывод, что на износ поверхности влияет площадь соприкосновения материалов. Так, можно написать следующее (6)

$$I_v \sim \frac{V}{SA_r} \quad (6)$$

где I_v – интенсивность износа; A_r – номинальная площадь касания; S – путь износа.

Учитывая (2) и (6), можно получить следующее выражение (7)

$$I_v \sim \frac{V}{SA_r} \sim \frac{KNS}{HSA_r} \sim \frac{KPA_r}{HA_r} \sim \frac{KP}{H} \quad (7)$$

где P – давление на контакт

Следовательно, интенсивность износа пропорциональна давлению, приходящему на номинальную площадь касания материалов.

Рассмотрим, как рассчитать давление на контакт для кристаллизатора с прямыми углами. Пусть единичная площадь контакта на рис. 1 составляет $dS_{кас}^1$. Тогда, согласно (3), давление на контакт:

$$P_1 = \frac{dF \cos(\beta - \alpha)}{dS_{кас}^1} = \frac{dF \cos(\beta - \alpha)}{l \cdot dh}, \quad (8)$$

где P_1 – давление на контакт; l – длина площадки касания на заданной высоте сечения h ; dh – малое приращение высоты сечения h .

Так как сляб опирается на кристаллизатор острым углом согласно принятой модели сляба, то $l \rightarrow 0$.

Рассмотрим, как рассчитать давление на контакт для кристаллизатора с радиусным буртом. Пусть площадь касания на рис. 1 составляет $dS_{кас}^2$. Угол дуги φ , которая является площадью касания, составляет:

$$\varphi = \varphi_2 - \varphi_1 = (\gamma + \delta) - (\gamma - \delta) = 2\delta, \quad (9)$$

где φ – угол дуги; φ_2, φ_1 – начальный и конечный угол дуги; δ – отклонение угла дуги относительно угла γ .

Так как dF рассматривается как равнодействующая сила всего пятна касания, то среднее давление на контакт рассчитаем аналогично (3):

$$P_2 = \frac{dF \cos(\beta + \gamma - \alpha)}{dS_{кас}^2} = \frac{dF \cos(\beta + \gamma - \alpha)}{l_{дуг} \cdot dh} = \frac{dF \cos(\beta + \gamma - \alpha)}{2\pi R \delta \cdot dh}, \quad (10)$$

где $l_{дуг}$ – длина дуги.

Сравнивая отношение интенсивностей износа для кристаллизатора с прямыми углами и радиусным буртом, получим следующее (11):

$$\frac{I_v^1}{I_v^2} \sim \frac{P_1}{P_2} \sim \frac{2\pi R\delta}{l} \cdot \frac{\cos(\beta-\alpha)}{\cos(\beta+\gamma-\alpha)}, \quad (11)$$

где I_v^1 – интенсивность износа кристаллизатора с прямыми углами; I_v^2 – интенсивность износа кристаллизатора с радиусным буртом.

Оценим величину отношений длин и углов: $2\pi R\delta \gg l$, так как $l \rightarrow 0$.

Оценим величину отношений косинусов углов: $\cos(\beta - \alpha) \geq \cos(\beta + \gamma - \alpha)$ при $\alpha, \beta, \gamma \in [0; \frac{\pi}{2}]$. В результате имеем, что $I_v^1 > I_v^2$, то есть кристаллизатор с прямыми углами будет изнашиваться быстрее, и будет сниматься больший объем материала в сравнении при тех же самых условиях с кристаллизатором, имеющим радиусный бурт.

Заключение

Эксплуатация кристаллизаторов, в которых использовалась усовершенствованная конструкция узких стенок с радиусными буртами по торцам и было сформировано прогрессивное радиусное сопряжение в стыках между узкими и широкими стенками, показала адекватность конструкции [1]. И при этом необходимость продолжения, в том числе теоретических исследований, в части поиска оптимальной величины буртов.

Произведенные расчеты подтверждают оптимальность конструктива и показывают, что радиусный переход – бурт снижает объемный износ стенок в процессе эксплуатации при условии $a < R$ (в работе [1] расстояние $a = 5 \dots 10$ мм, что означает, что $R > 10$ мм, в этом случае достигается повышенный эффект).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Совершенствование конструкции узких стенок кристаллизаторов / Г. А. Подосян, А. Р. Харисов, В. В. Точилкин [и др.] // *Металлург.* – 2025. – № 7. – С. 112–115. DOI: 10.52351/00260827_2025_7_112 – Текст : непосредственный.
2. Патент RU 217042 U1. Кристаллизатор машины непрерывного литья заготовок / И. М. Ячиков, А. Д. Дрозин, В. В. Точилкин, А. А. Подосян, Г. А. Подосян, А. Н. Еремин, С. М. Добрынин, П. Ю. Чернов / год публикации: 2023; Номер заявки: 2022134545; Дата регистрации: 27.12.2022. Дата публикации: 15.03.2023.
3. Валуев, Д. В. Непрерывная разливка стали и сплавов: учебное пособие / Д. В. Валуев, Н. А. Козырев, Р. А. Гизатулин. – Томск : Изд-во Томского Политехнического ун-та, 2014. – 406 с. – Текст : непосредственный.

4. Особенности формирования усадочных дефектов в отливках : учебное пособие / Е. Л. Фурман, Е. А. Усольцев, С. Н. Злыгостев [и др.] ; под общ. ред. д-ра техн. наук, проф. Е. Л. Фурмана ; М-во науки и высш. образования РФ. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2022. – 90 с.

5. Ячиков, И. М. Мониторинг теплового состояния слитка со скошенными и закругленными углами в слабо-вом кристаллизаторе МНЛЗ / И. М. Ячиков, Т. И. Шафиков // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.* – 2024. – № 8. – С. 248–256. DOI: 10.32339/0135-5910-2024-8-15-25

6. Formation Mechanism of a Wide-Face Longitudinal Off-Corner Depression During Thick Slab Continuous Casting / Zhenyu Niu, Zhaozhen Cai, Miaocong Zhu // *Metallurgical and Materials.* – 2021. – № 52. – С. 2737–2752. DOI: 10.1007/s11663-021-02219-1.

7. Influence of Heat Flux Different between Wide and Narrow Face in Continuous Casting Mould on Unevenness of Hypo-Peritectic Steel Solidification at off-Corner / Furumai, Kohei, Norichika Aramaki, Katsunari Oikawa // *Ironmaking & Steelmaking.* – 2022. – № 9. – С. 845–859. DOI: 10.1080/03019233.2022.2063654

8. Вдовин, К. Н. Замеры износов узких стенок кристаллизаторов МНЛЗ / К. Н. Вдовин, И. Е. Петров, А. В. Позин // *Вестник МГТУ им. Г. И. Носова.* – 2013. – № 2. – С. 26–28.

9. Измайлов, В. В. О прогнозировании ресурса узлов трения по критерию допустимого износа / В. В. Измайлов, Л. Е. Афанасьева, М. В. Новоселова // *Вестник Тверского государственного технического университета. Серия «Технические науки».* – 2022. – № 4. – С. 5–17. DOI: 10.46573/2658-5030-2022-4-17-24.

10. Фролов, К. В. Машиностроение. Энциклопедия. Том IV-1 / К. В. Фролов. – М.: Машиностроение, 1995. – 864 с.

11. Крагельский, И. В. Трение и износ. – 2-е изд. / И. В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.

REFERENCES

1. Improvement of the design of narrow walls of crystal-lizers / G. A. Podosyan, A. R. Kharisov, V. V. Tochilkin [et al.]. – Text : direct // *Metallurgist.* – 2025. – No. 7. – pp. 112–115. DOI: 10.52351/00260827_2025_7_112;
2. Patent RU 217042 U1. The mold of the continuous casting machine of workpieces. / Yachikov I.M., Drozin A.D., Tochilkin V.V., Podosyan A.A., Podosyan G.A., Eremin A.N., Dobrynin S.M., Chernov P.Yu./ year of publication: 2023; Application number: 2022134545; Registration date: 12/27/2022 Publication date: 03/15/2023
3. Valuev, D. V. Continuous casting of steel and alloys: a textbook / D. V. Valuev, N. A. Kozyrev, R. A. Gizatulin. Tomsk : Publishing House of Tomsk Polytechnic University, 2014. 406 p. – Text : direct.
4. Features of the formation of shrinkage defects in castings : a textbook / E. L. Furman, E. A. Usoltsev, S. N. Zlygostev [et al.] ; under the general editorship of Doctor of Technical Sciences, Professor E. L. Furman; Ministry of Science and Higher Education, education of the Russian Federation, Yekaterinburg : Ural Publishing House. University, 2022. – 90s.
5. Yachikov, I. M., Shafikov T.I. Monitoring of the thermal state of an ingot with beveled and rounded corners in a slab mold // *ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information.* – 2024. – No. 8. – pp. 248–256. DOI: 10.32339/0135-5910-2024-8-15-25

6. Zhenyu, Niu, Zhaozhen Cai, Miaoyong Zhu Formation Mechanism of a Wide-Face Longitudinal Off-Corner Depression During Thick Slab Continuous Casting // *Metallurgical and Materials*. – 2021. – No.52. – pp. 2737–2752. DOI: 10.1007/s11663-021-02219-1.

7. Furumai, Kohei, Norichika Aramaki, Katsunari Oikawa Influence of Heat Flux Different between Wide and Narrow Face in Continuous Casting Mould on Lack of Hypo-Peritectic Steel Solidity at off-Corner // *Ironmaking & Steelmaking*. – 2022. – No.9. – pp. 845–859. DOI: 10.1080/03.019233.2022.2063654

8. Vdovin, K.N., Petrov I.E., Pozin A.V. Measurements of

wear of narrow walls of CML crystallizers // *Bulletin of the Moscow State Technical University named after G.I. Nosov*. – 2013. – No. 2. – pp. 26–28.

9. Izmailov, V.V., Afanasyeva L.E., Novoselova M.V. On forecasting the resource of friction units according to the criterion of acceptable wear // *Bulletin of Tver State Technical University. The series "Technical Sciences"*. – 2022. – No. 4. – pp. 5–17. DOI: 10.46573/2658-5030-2022-4-17-24.

10. Frolov, K.V. Mechanical engineering. Encyclopedia. Volume IV-1. Moscow: Mashinostroenie Publ., 1995. 864 p.

11. Kragelsky, I. V. Friction and wear. – 2nd ed. – M.: Mashinostroenie, 1968. – 480 p.

Статья поступила в редакцию 22.06.2026, доработана 24.06.2026, подписана в печать 24.06.2026.

The article was submitted 22.06.2026, revised 24.06.2026, accepted for publication 24.06.2026.

УДК 669.243:66.061.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-92-100

Научная статья

Original article

Д. Л. Илизаров¹, Н. Б. Кокоева¹, Н. В. Мартюшев²

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ СЕЛЕКТИВНОГО ИЗВЛЕЧЕНИЯ ЖЕЛЕЗА ИЗ НИКЕЛЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ БЕЗ ОСАДИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ

¹Северо-Кавказский горно-металлургический институт
(Государственный технологический университет),

Республика Северная Осетия – Алания, Владикавказ, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический
университет, Томск, Россия

✉ Никита Владимирович Мартюшев, martjushev@tpu.ru

Аннотация. В работе исследованы технологические параметры селективного извлечения железа из никелевых электролитов с использованием экстракционной системы на основе смеси олеиновой кислоты и триэтанолamina. Проведено изучение влияния кислотности раствора, температуры процесса, фазового соотношения и состава органической фазы на эффективность извлечения железа и селективность разделения компонентов. Установлено, что максимальная степень извлечения Fe достигается при температуре 40–45 °С, pH 2,2–2,5 и соотношении фаз О:W = 1:2. В данных условиях степень извлечения железа составляет 95–97 % при потерях никеля не более 1,5–2 %. Показано, что повышение температуры выше 50 °С приводит к увеличению совместной экстракции меди и никеля и снижению селективности процесса. Установлено, что основная часть железа извлекается в течение первых 3–5 минут контакта фаз. Разработана технологическая схема экстракционной очистки никелевого электролита без применения осадительных операций, обеспечивающая снижение содержания железа до 0,1–0,2 г/дм³ и уменьшение образования железосодержащих шламов. Полученные результаты могут быть использованы при разработке гидрометаллургических технологий очистки никелевых электролитов и переработки многокомпонентных металлургических растворов.

Ключевые слова: никелевый электролит, экстракция железа, очистка растворов, гидрометаллургия, олеиновая кислота, триэтанолamin, селективное извлечение, цветные металлы, экстракционная очистка, металлургические растворы

Для цитирования: Илизаров Д. Л., Кокоева Н. Б., Мартюшев Н. В. Технологические параметры селективного извлечения железа из никелевых электролитов без осадительных операций. Известия ВолгГТУ. 2026, 7(314): 92–100. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-92-100.

Информация об авторах:

Даниэль Леонидович Илизаров – аспирант, Северо-Кавказский горно-металлургический институт (Государственный технологический университет)

<https://orcid.org/0009-0003-3097-8990>

Scopus ID: 59508492000

e-mail: ilizarov177@gmail.com

Наталья Борисовна Кокоева – канд. техн. наук, доцент кафедры металлургии цветных металлов и автоматизации металлургических процессов, Северо-Кавказский горно-металлургический институт (Государственный технологический университет)

<https://orcid.org/0000-0002-2635-1867>

Scopus ID: 36150969100

e-mail: kokoeva.natali.borisovna@yandex.ru

Никита Владимирович Мартюшев – канд. техн. наук, доцент отделения информационных технологий ИШИТР, Национальный исследовательский Томский политехнический университет
<https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>
Scopus ID: 36671592800
e-mail: martjushev@tpu.ru

Вклад авторов:

Д. Л. Илизаров – разработка идеи и проектирование методологии, редактирование.

Н. Б. Кокоева – разработка идеи и проектирование методологии, написание статьи, редактирование.

Н. В. Мартюшев – разработка общей концепции исследования, написание статьи.

D. L. Ilizarov¹, N. B. Kokoeva¹, N. V. Martyushev²

**TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF SELECTIVE EXTRACTION
OF IRON FROM NICKEL ELECTROLYTES WITHOUT PRECIPITATION OPERATIONS**

¹North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (State Technological University),
Vladikavkaz, Rep. North Ossetia – Alania, Russia

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

✉ Nikita V. Martyushev, martjushev@tpu.ru

Abstract. The paper investigates the technological parameters of selective iron extraction from nickel electrolytes using an extraction system based on a mixture of oleic acid and triethanolamine. The influence of solution acidity, process temperature, phase ratio, and organic phase composition on iron extraction efficiency and separation selectivity was studied. It was established that the maximum iron extraction degree is achieved at a temperature of 40–45 °C, pH 2.2–2.5, and an O:W phase ratio of 1:2. Under these conditions, the iron extraction degree reaches 95–97 % with nickel losses not exceeding 1.5–2 %. It was shown that increasing the temperature above 50 °C leads to enhanced co-extraction of copper and nickel and decreases the selectivity of the process. It was found that the major part of iron is extracted within the first 3–5 minutes of phase contact. A technological scheme for extraction purification of nickel electrolyte without precipitation operations was developed, providing a reduction in iron concentration to 0.1–0.2 g/dm³ and decreasing the formation of iron-containing sludges. The obtained results can be used in the development of hydrometallurgical technologies for purification of nickel electrolytes and processing of multi-component metallurgical solutions.

Keywords: nickel electrolyte, iron extraction, solution purification, hydrometallurgy, oleic acid, triethanolamine, selective extraction, non-ferrous metals, solvent extraction purification, metallurgical solutions

For citation: Ilizarov D. L., Kokoeva N. B., Martyushev N. V. Technological parameters of selective extraction of iron from nickel electrolytes without precipitation operations. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 92–100. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-92-100.

Information about the authors:

Daniel L. Ilizarov – graduate student of the Department of Economics and Management, North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (State Technological University)

Natali B. Kokoeva – candidate of technical sciences, associate professor of the department of non-ferrous metallurgy and automation of metallurgical processes, North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (State Technological University)

Nikita V. Martyushev – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Information Technologies, TPU

Contribution of the authors:

Daniel L. Ilizarov – idea development and methodology design, writing the article.

Natali B. Kokoeva – idea development and methodology design, writing the article.

Nikita V. Martyushev – final approval of the version for publication, writing the article.

1. Введение

Современное развитие гидрометаллургических технологий цветных металлов в значительной степени связано с необходимостью повышения эффективности переработки многокомпонентных растворов и электролитов, образующихся при производстве никеля, меди и других цветных металлов [1; 2]. Особенно актуальной данная проблема является для никелевых электролитов, содержащих примеси железа, меди, марганца и других компонентов,

оказывающих существенное влияние на стабильность электролитических процессов и качество конечного металла [3–5]. Присутствие железа в растворах никелевого электролиза приводит к ухудшению показателей электролитического осаждения никеля, увеличению расхода реагентов и снижению технологической устойчивости процессов [6; 7]. В связи с этим задача эффективной очистки никелевых электролитов от железа сохраняет свою актуальность уже длительное время.

Традиционно для удаления железа из никелевых растворов применяются осадительные методы, основанные на гидролизе ионов Fe(III) при повышении pH раствора [8–10]. Такие процессы сравнительно просты в аппаратном оформлении и широко используются в промышленности. Однако применение осадительных операций сопровождается значительными потерями никеля вследствие соосаждения, образованием больших объемов труднофилтруемых шламов и повышенным расходом нейтрализующих реагентов [11–13]. Кроме того, образующиеся осадки требуют дополнительной переработки или утилизации, что увеличивает себестоимость очистки электролитов и создает дополнительную экологическую нагрузку [14].

В последние годы все большее внимание уделяется экстракционным методам очистки гидрометаллургических растворов [15; 16]. Экстракционные процессы позволяют осуществлять селективное извлечение отдельных компонентов непосредственно из раствора без образования значительных объемов твердых отходов. Для очистки никелевых электролитов наибольший интерес представляют системы на основе кислотных и нейтральных экстрагентов, обеспечивающих высокую степень извлечения железа при минимальных потерях никеля [17]. Вместе с тем многие существующие экстракционные схемы требуют сложного подбора реагентов, чувствительны к изменению состава раствора и не всегда обеспечивают стабильную селективность процесса при переработке промышленных электролитов.

Существенный интерес представляет использование смесевых экстракционных систем, позволяющих управлять распределением металлов между водной и органической фазами за счет изменения технологических параметров процесса. В ряде исследований показано, что применение смеси олеиновой кислоты и триэтанолamina позволяет эффективно извлекать железо и медь из никелевых электролитов при сравнительно мягких условиях процесса [1; 4; 7]. При этом важное значение приобретают температура процесса, величина pH, фазовое соотношение и продолжительность контакта фаз, поскольку именно эти параметры определяют степень извлечения железа и потери никеля.

Следует отметить, что большинство опубликованных работ посвящено либо осадительным методам очистки, либо совместному извлечению нескольких примесей без детального

анализа технологических режимов селективного удаления железа [3; 6; 10]. Вопросы очистки никелевых электролитов без применения осадительных операций изучены недостаточно полно, а данные о влиянии параметров процесса на селективность извлечения железа в литературе представлены ограниченно [11; 12]. Кроме того, при переработке многокомпонентных растворов существенное влияние на эффективность экстракции оказывают процессы комплексообразования и изменение форм нахождения металлов в растворе.

В связи с этим исследование технологических параметров селективного извлечения железа из никелевых электролитов экстракционными методами без применения осадительных операций представляет как научный, так и практический интерес. Разработка подобных процессов позволяет повысить эффективность очистки растворов, уменьшить образование отходов и снизить потери никеля при переработке электролитов.

2. Материалы и методика исследований

В работе использовались модельные и промышленные растворы хлоридного и сульфатного состава, содержащие Fe(III) , Zn(II) , Cu(II) , Ni(II) , Mn(II) и Co(II) , а также никелевые электролиты и растворы переработки техногенных продуктов металлургии. Концентрация никеля составляла 45–75 г/дм³, железа 0,8–6,5 г/дм³, меди 0,2–2,4 г/дм³, свободной серной кислоты 35–90 г/дм³. Основное внимание уделялось изучению селективной экстракции железа и цветных металлов, а также влиянию кислотности, температуры и режима подачи экстрагента на распределение компонентов между фазами. Растворы готовили как из химически чистых солей, так и на основе реальных технологических растворов.

Для регулирования кислотности использовали растворы HCl и H_2SO_4 концентрацией 0,5–6,0 моль/дм³, а также растворы NaOH . Контроль pH проводили на приборе pH-150МИ. В качестве экстрагентов применяли трибутилфосфат и смесь олеиновой кислоты с триэтанолamiном в керосине. Концентрация ТБФ составляла 50–100 об. %, олеиновой кислоты 0,3–0,7 моль/дм³, триэтанолamina 0,1–0,5 моль/дм³. Также исследовалось влияние концентрации экстрагента и фазового соотношения на степень извлечения металлов.

Эксперименты проводились в термостатируемых реакторах объемом 250 и 500 см³ при температуре 20–65 °С. Перемешивание осуществляли со скоростью 300–800 об/мин, а время контакта фаз изменялось от 1 до 30 минут. После экстракции разделение фаз выполняли в делительных воронках или центрифугированием. В ряде опытов применялась порционная подача экстрагента, что позволяло оценить изменение коэффициентов распределения и селективности процесса по стадиям.

Для изучения поведения железа и цинка использовали хлоридные растворы с концентрацией HCl 2–6 моль/дм³ и содержанием хлорид-ионов до 200 г/дм³. При исследовании никелевых электролитов состав растворов был близок к промышленным условиям. В ходе работы определяли степени извлечения металлов, коэффициенты распределения, остаточные концентрации компонентов и селективность разделения. Полученные результаты использовались для оценки эффективности различных режимов экстракции и построения соответствующих зависимостей.

При исследовании переработки техногенных продуктов использовались кеки и твердые остатки гидрометаллургических процессов, содержащие 12–28 % Fe, 1–4 % Ni, 0,5–2,5 % Cu и до 6 % Mn. Перед опытами материалы сушили при 105 °С, измельчали и усредняли. Выщелачивание проводили растворами серной кислоты и олеумом при 60–110 °С в течение 30–120 минут. После этого растворы фильтровали и направляли на последующее экстракционное разделение металлов. Фазовый состав твердых остатков определяли методом рентгенофазового анализа.

Состав водной и органической фаз контролировали комплексом аналитических методов. Содержание железа определяли титриметрически и фотометрически, а концентрации цветных металлов – методом атомно-абсорбционной спектроскопии. В отдельных случаях использовались весовые и потенциометрические методы. Все анализы выполнялись минимум в трех параллельных опытах, а результаты усреднялись. Погрешность измерений обычно не превышала 3–5 %.

Обработка экспериментальных данных проводилась с использованием методов математической статистики, регрессионного анализа и планирования эксперимента. Рассчитывались коэффициенты распределения и степени извле-

чения металлов, оценивалось влияние времени контакта фаз, температуры и режима подачи экстрагента на кинетику процесса. Дополнительно выполнялся термодинамический анализ с использованием справочных данных по устойчивости комплексных соединений и изменению энергии Гиббса. На основе полученных результатов строились зависимости распределения металлов между фазами, определялись оптимальные условия процесса и оценивалась возможность селективного разделения компонентов в многокомпонентных системах.

3. Результаты и обсуждение

Проведенные исследования показали, что поведение железа и сопутствующих примесей в никелевых электролитах в значительной степени определяется кислотностью раствора, температурой процесса и составом экстракционной системы. При анализе исходных электролитов установлено, что основными примесями являлись железо и медь, концентрация которых в отдельных пробах достигала соответственно 5,8 и 2,1 г/дм³. При этом содержание никеля находилось в пределах 55–70 г/дм³, а концентрация свободной серной кислоты составляла 40–85 г/дм³. Наличие железа в растворе вызывало постепенное ухудшение показателей электролиза, образование трудноудаляемых шламов и увеличение расхода реагентов на последующих стадиях очистки. В ходе экспериментов было установлено, что традиционные осадительные методы при таких концентрациях примесей сопровождались потерями никеля до 6–9 %, что подтверждает необходимость применения более селективных способов очистки.

Исследование экстракции железа смесью олеиновой кислоты и триэтанолamina показало, что процесс протекает достаточно интенсивно уже при комнатной температуре, однако наиболее устойчивые результаты достигались при 40–45 °С. При использовании органической фазы состава 0,5 моль/дм³ олеиновой кислоты и 0,25 моль/дм³ триэтанолamina в керосине степень извлечения железа достигала 92–96 % при минимальном переходе никеля в органическую фазу. При этом остаточная концентрация железа в растворе снижалась до 0,15–0,25 г/дм³ (рис. 1). Наблюдалось, что повышение температуры выше 50 °С не приводило к существенному росту извлечения Fe, но способствовало увеличению совместной экстракции меди и частичному вовлечению никеля, вследствие чего селективность процесса снижалась.

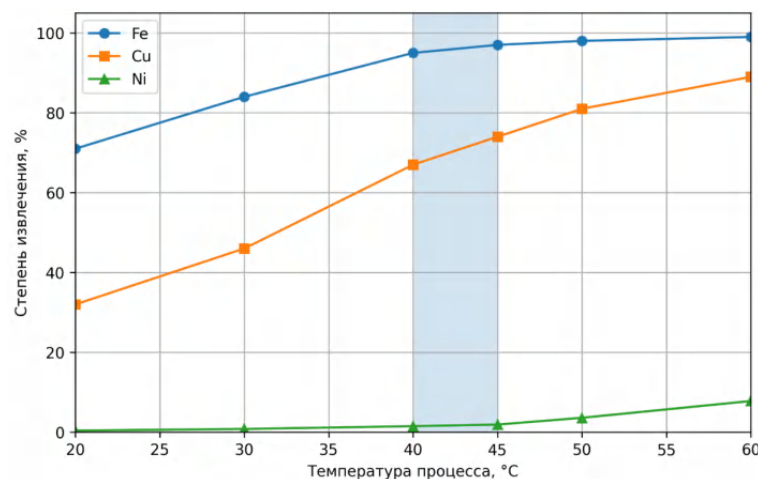


Рис. 1. Влияние температуры процесса на степень извлечения Fe, Cu и Ni из никелевого электролита

Влияние кислотности раствора на экстракцию железа оказалось одним из наиболее значимых факторов процесса. При увеличении pH с 1,2 до 2,8 степень извлечения железа возрастала практически линейно – с 42 до 95 %. Одновременно наблюдалось постепенное увеличение степени извлечения меди, тогда как никель в исследуемом диапазоне кислотности преимущественно оставался в водной фазе. Максимальная селективность процесса достигалась при pH 2,2–2,5, когда коэффициент разделения Fe/Ni превышал 120 (рис. 2). При дальнейшем повышении pH выше 3,0 начинались процессы локального гидролиза железа, ухудшалось разделение фаз и увеличивалась вязкость органической фазы. Кроме того, отме-

чалось образование неустойчивых межфазных эмульсий, осложняющих проведение процесса в непрерывном режиме.

Полученные результаты хорошо согласуются с предполагаемым механизмом взаимодействия железа с компонентами экстракционной системы. Вероятно, извлечение Fe происходит за счет образования комплексных соединений с участием карбоксильных групп олеиновой кислоты и аминных групп триэтанолamina. Кислотность раствора существенно влияет на устойчивость этих комплексов и степень извлечения металлов. Для меди аналогичные процессы выражены слабее, что позволяет селективно извлекать железо из никелевого электролита с минимальными потерями никеля.

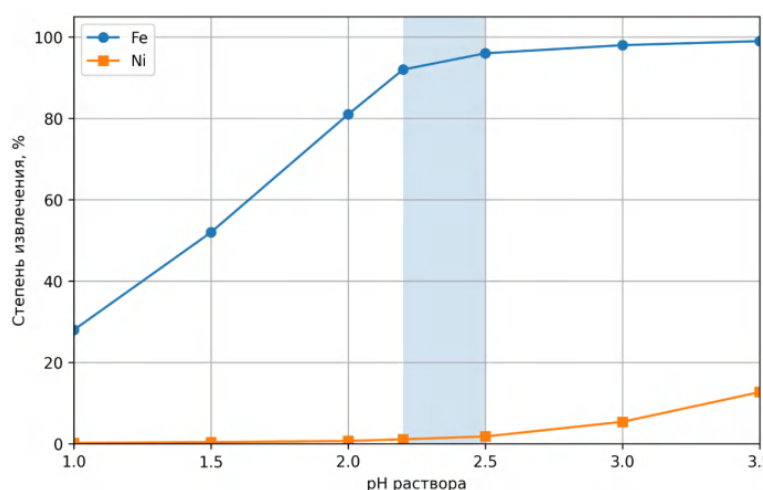


Рис. 2. Влияние pH раствора на степень извлечения Fe и Ni при экстракционной очистке никелевого электролита

Установлено, что увеличение соотношения O:W от 1:4 до 1:1 повышает степень извлечения

железа с 55 до 97 %, однако сопровождается ростом расхода органической фазы. Наиболее

рациональным оказалось соотношение $O:W = 1:2$, при котором извлечение Fe составляло 90–94 %, а потери никеля не превышали 1,5–2 %. Кроме того, при недостатке органической фазы процесс протекал медленнее и в растворе сохранялось больше остаточного железа.

Кинетические исследования показали, что основная часть железа извлекается уже в первые 3–5 минут контакта фаз. Дальнейшее увеличение времени перемешивания влияло незначительно. Для меди процесс протекал медленнее, что дополнительно подтверждает возможность селективного извлечения железа. Повышение температуры до 40–45 °C обеспечивало быстрое достижение равновесия и хорошее разделение фаз, тогда как при температурах ниже 25 °C процесс заметно замедлялся.

Показано, что при увеличении концентрации триэтанолamina до 0,4–0,5 моль/дм³ степень извлечения меди возрастает до 75–82 %, при этом железо извлекается практически полностью. Такой режим может использоваться для одновременной очистки электролита от Fe и Cu, однако сопровождается некоторым снижением селективности по никелю.

Эксперименты подтвердили, что применение смеси олеиновая кислота – триэтанолamin позволяет отказаться от осадительных операций и снизить образование железосодержащих шламов. По сравнению с гидролитическим осаждением процесс обеспечивает меньшие потери никеля и более гибкое регулирование параметров очистки.

Эффективность процесса зависела от состава электролита. При содержании железа выше 6 г/дм³ наблюдалось снижение коэффициентов распределения и ухудшение разделения фаз. В таких случаях требовалось увеличение расхода экстрагента или применение двухстадийной схемы, позволяющей снизить концентрацию железа до 0,05–0,1 г/дм³ при суммарных потерях никеля менее 3 %.

В целом исследования подтвердили высокую эффективность экстракционного извлечения железа из никелевых электролитов смесью олеиновой кислоты и триэтанолamina. Наиболее рациональными условиями являются температура 40–45 °C, pH 2,2–2,5 и соотношение $O:W = 1:2$. В этих условиях достигается извлечение 95–97 % железа при минимальных потерях никеля и без проведения осадительных операций. Полученные результаты могут ис-

пользоваться при разработке технологий очистки никелевых электролитов и переработке многокомпонентных гидрометаллургических растворов.

4. Технологическая схема очистки никелевого электролита

На основании проведенных исследований была разработана технологическая схема очистки никелевого электролита от железа и меди методом экстракции. Необходимость такой схемы связана с недостатками традиционных методов осаждения и гидролиза, которые сопровождаются потерями никеля, образованием значительных объемов шламов и повышенным расходом реагентов. Установлено, что применение смеси олеиновой кислоты и триэтанолamina позволяет эффективно удалять примеси в более мягких условиях и с минимальными потерями основного металла.

Разработанная схема включает подготовку раствора, экстракционное извлечение примесей, регенерацию органической фазы и возврат очищенного электролита в технологический цикл. Исходный электролит после электролиза поступает в промежуточную емкость, где контролируются его температура и кислотность. Обычно концентрация никеля составляет 55–70 г/дм³, железа до 5–6 г/дм³, меди до 2 г/дм³. При этом кислотность раствора оказывает решающее влияние на эффективность очистки.

Перед экстракцией выполняется корректировка pH до 2,2–2,5, так как именно в этом диапазоне достигается наиболее селективное извлечение железа. Одновременно раствор нагревают до 40–45 °C, что обеспечивает устойчивую работу процесса и быстрое достижение равновесия между фазами.

Подготовленный раствор направляется в экстракционный блок, где контактирует с органической фазой – смесью олеиновой кислоты и триэтанолamina в керосине. Наиболее эффективным оказался состав, содержащий около 0,5 моль/дм³ олеиновой кислоты и 0,25 моль/дм³ триэтанолamina (табл. 1). В этих условиях обеспечивается высокая степень извлечения железа при минимальном переходе никеля в органическую фазу. Основная часть железа извлекается уже в первые пять минут контакта фаз, поэтому увеличение времени перемешивания практически не влияет на результат и лишь повышает энергозатраты.

Таблица 1

**Оптимальные технологические параметры экстракционной очистки
никелевого электролита**

Параметр процесса	Значение
Температура процесса, °C	40–45
pH раствора	2,2–2,5
Соотношение фаз O:W	1:2
Время контакта фаз, мин	5–7
Концентрация олеиновой кислоты, моль/дм ³	0,5
Концентрация ТЭА, моль/дм ³	0,25
Степень извлечения Fe, %	95–97
Потери Ni, %	1,5–2,0

После завершения стадии смешения пульпа направляется в отстойник, где происходит разделение органической и водной фаз. Благодаря подобранным температурно-кислотным условиям разделение фаз протекает достаточно устойчиво и без образования стойких эмульсий. Очищенный никелевый электролит после отделения органической фазы поступает в накопительную емкость и далее возвращается в основной цикл электролиза.

Проведенные исследования показали, что при оптимальных условиях остаточное содержание железа в растворе снижается до 0,1–0,2 г/дм³, а содержание меди уменьшается до значений, не оказывающих существенного влияния на процесс электролитического получения никеля (табл. 2). При этом потери никеля не превышают 1,5–2 %, что существенно ниже по сравнению с традиционными осадительными методами.

Таблица 2

Состав исходного и очищенного никелевого электролита

Компонент	Исходный электролит, г/дм ³	Очищенный электролит, г/дм ³	Степень удаления, %
Ni	62,4	61,3	1,8
Fe	5,6	0,18	96,8
Cu	1,9	0,21	88,9
H ₂ SO ₄	68	64	–

Насыщенная органическая фаза после экстракции направляется на реэкстракцию, где извлеченные железо и медь переводятся обратно в водную фазу растворами серной кислоты повышенной концентрации. После этого органическая фаза очищается и возвращается в процесс, что обеспечивает замкнутый цикл использования экстрагента и снижает расход реагентов.

Одним из преимуществ схемы является возможность как селективного удаления железа, так и совместного извлечения железа и меди. Установлено, что изменение содержания триэтаноламина и регулирование pH позволяют управлять распределением металлов между фазами. При необходимости более глубокой очистки от меди содержание ТЭА может быть увеличено,

что повышает степень ее извлечения при сохранении приемлемой селективности по никелю.

Предложенная схема отличается сравнительно простой аппаратной реализацией и может быть внедрена на действующих гидрометаллургических предприятиях без значительной модернизации оборудования. Все основные стадии процесса являются типовыми для гидрометаллургии и не требуют применения сложных высокотемпературных операций. Кроме того, технология обеспечивает существенно меньшее образование твердых отходов по сравнению с осадительными методами.

Проведенные расчеты и эксперименты показали, что внедрение схемы позволяет повысить качество никелевого электролита, умень-

шить потери никеля и расход реагентов, а также повысить стабильность работы электролизного оборудования. Экстракционный способ отличается высокой гибкостью и может адаптироваться к изменению состава исходных растворов, что подтверждает перспективность его промышленного применения.

5. Выводы

В ходе проведенных исследований установлено, что экстракционная очистка никелевых электролитов смесью олеиновой кислоты и триэтанолamina позволяет эффективно извлекать железо без применения традиционных осадительных операций. Показано, что основными параметрами, определяющими селективность процесса, являются кислотность раствора, температура, фазовое соотношение и состав органической фазы.

Установлено, что при температуре 40–45 °С, pH 2,2–2,5 и соотношении фаз O:W = 1:2 достигается максимальная селективность извлечения железа. В указанных условиях степень извлечения Fe составляет 95–97 %, при этом потери никеля не превышают 1,5–2 %.

Показано, что повышение температуры процесса способствует увеличению степени извлечения железа и меди, однако при температурах выше 50 °С наблюдается рост совместной экстракции никеля и снижение селективности процесса. Установлено, что основная часть железа извлекается в течение первых 3–5 минут контакта фаз, что свидетельствует о высокой скорости достижения межфазного равновесия.

Исследование влияния кислотности раствора показало, что увеличение pH приводит к росту степени извлечения железа вследствие изменения условий комплексообразования в системе. При pH выше 3,0 начинают проявляться процессы гидролиза железа и ухудшается разделение фаз, что ограничивает рабочий диапазон кислотности.

Разработана технологическая схема очистки никелевого электролита, включающая стадии корректировки pH, экстракции, разделения фаз и регенерации органической фазы. Предложенная схема обеспечивает снижение содержания железа в электролите до 0,1–0,2 г/дм³ и позволяет существенно уменьшить образование железосодержащих шламов по сравнению с осадительными методами очистки.

Полученные результаты подтверждают перспективность применения экстракционных методов для очистки никелевых электролитов

и могут быть использованы при разработке промышленных гидрометаллургических технологий переработки многокомпонентных растворов различного происхождения.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Kruger, J. Соображения по проблеме железа при гидрометаллургическом извлечении цинка / J. Kruger, R. Pullenberg // *Erzmetall.* – 1981. – № 7-8. – Р. 380–387.
2. Пат. 1147971 Канада, МПК7 С 21 В 15/00, С 25 С 1/16. Способ окисления двухвалентных ионов железа в трехвалентные ионы в сульфатных растворах / G. J. Noulachi и др. // Оpubл. 14.06.1983.
3. Вольдман, Г. М. Теория гидрометаллургических процессов / Г. М. Вольдман, А. Н. Зеликман. – М.: Металлургия, 1993. – С. 303–307.
4. Defining the paragoethite process for iron removal in zinc hydrometallurgy / M. Loan, O. M. G. Newman, R. M. G. Cooper, J. B. Parrow, G. M. Parkinson // *Hydrometallurgy.* – 2006. – № 2. – Р. 104–129.
5. Набойченко, С. С. Автоклавная гидрометаллургия цветных металлов / С. С. Набойченко, Л. П. Ни, Я. М. Шнеерсон, А. В. Чугаев. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2002. – 940 с.
6. Воропанова, Л. А. Экстракция ионов железа (III) из водных растворов трибутилфосфатом / Л. А. Воропанова, Н. Б. Кокоева // *Записки горного института.* – 2015. – Т. 213. – С. 24–30.
7. Вятчинов, В. П. Экспериментальное исследование макрокинетики окисления закисного железа пиролюзитом в растворах сернокислого цинка / В. П. Вятчинов, И. А. Буровой, З. Г. Салихов // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* – 1977. – № 1. – С. 52–55.
8. Павлов Ю. И., Пискунов В. М., Пашков Г. Л. Способ очистки растворов от железа. А.с. 538039 СССР, МКИЗ С 22 В 3/00, С 22 В 19/22. Заявл. 25.03.1975. Оpubл. 24.02.1977.
9. Улахович, Н. А. Экстракция как метод разделения и концентрирования / Н. А. Улахович // *Соросовский образовательный журнал.* – 1999. – № 6. – С. 39–46.
10. Гулевич, А. Л. Экстракционные методы разделения и концентрирования веществ / А. Л. Гулевич, С. М. Лещев, Е. М. Рахманько. – Минск: БГУ, 2009. – 153 с.
11. Воропанова, Л. А. Селективная экстракция железа и цинка из водных растворов трибутилфосфатом / Л. А. Воропанова, Н. Б. Кокоева // *Цветная металлургия.* – 2015. – № 12(876). – С. 30–35.
12. Cobalt and zinc recovery from copper sulphate solution by solvent extraction / K. Kongolo, M. D. Mwema, A. N. Banza, E. Gock // *Minerals Engineering.* – 2003. – V. 16. – № 12. – Р. 1371–1374. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2003.09.001>.
13. Набойченко, С. С. Процессы и аппараты цветной металлургии / С. С. Набойченко, Н. Г. Агеев, А. П. Дорошкевич и др. – Екатеринбург: РИО ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2005. – 700 с.
14. Резник, И. Д. Никель. Ч. 3 / И. Д. Резник, Г. П. Ермаков, Я. М. Шнеерсон. – М.: ООО «Наука и технологии», 2004. – 608 с.
15. Воропанова Л. А., Кокоева Н. Б. Экстракция ионов железа (III) из водных растворов трибутилфосфатом. Пат. 2572927 РФ. С. 22 В 15/00. С. 22 В 3/16. С 25 С 1/12. Оpubл. 20.01.2016.
16. Сальникова, Е. В. Методы концентрирования и разделения микроэлементов / Е. В. Сальникова, М. Л. Мурсалимова, А. В. Стряпков. – Оренбург: Государственное образовательное учреждение ОГУ, 2005. – 157 с.

17. Wang, Y. Hydrometallurgical process for recovery of cobalt from zinc plant residue / Y. Wang, C. Zhou // Hydrometallurgy. – 2002. – V. 63. – № 3. – P. 225–234. [https://doi.org/10.1016/S0304-386X\(01\)00213-4](https://doi.org/10.1016/S0304-386X(01)00213-4).

REFERENCES

1. Kruger, J., Pullenberg R. Considerations on the iron problem in hydrometallurgical zinc extraction. *Erzmetall*, 1981, no. 7–8, pp. 380–387.
2. Houlachi, G. J. et al. Method for the oxidation of divalent iron ions to trivalent ions in sulfate solutions. Patent. 1147971 Canada, IPC7 C 21 B 15/00, C 25 C 1/16. Publ. 14.06.1983.
3. Vol'dman, G. M., Zelikman A.N. Theory of Hydrometallurgical Processes. Moscow: Metallurgiya, 1993, pp. 303–307.
4. Loan, M., Newman O.M.G., Cooper R.M.G., Parrow J.B., Parkinson G.M. Defining the paragoethite process for iron removal in zinc hydrometallurgy. *Hydrometallurgy*, 2006, no. 2, pp. 104–129.
5. Naboychenko, S. S., Ni L.P., Shneerson Ya.M., Chugaev A.V. Autoclave Hydrometallurgy of Non-Ferrous Metals. Yekaterinburg: Publ. House of USTU-UI, 2002, 940 p.
6. Voropanova, L. A., Kokoeva N.B. Extraction of iron (III) ions from aqueous solutions with tributyl phosphate. *Notes Mining Institute*, 2015, vol. 213, pp. 24–30.
7. Vyatchinov, V. P., Burovoy I.A., Salikhov Z.G. Experimental Study of the Macrokinetics of Iron Oxidation with Pyrolusite in Zinc Sulfate Solutions. *Izv. universities. Non-ferrous metallurgy*, 1977, no. 1, pp. 52–55.
8. Pavlov, Yu. I., Piskunov V.M., Pashkov G.L. Method for Purifying Solutions from Iron. A.s. 538039 USSR, MKI3

C 22 B 3/00, C 22 B 19/22. Declared 25.03.1975. Publ. 24.02.1977.

9. Ulakhovich, N. A. Extraction as a method of separation and concentration. *Soros Educational Journal*, 1999, no. 6, pp. 39–46.
10. Gulevich, A. L., Leshchev S.M., Rakhmanko E.M. Extraction methods of separation and concentration of substances. Minsk: BSU, 2009, 153 p.
11. Voropanova, L. A., Kokoeva N.B. Selective extraction of iron and zinc from aqueous solutions with tributyl phosphate. *Non-ferrous metallurgy*, 2015, no. 12(876), pp. 30–35.
12. Kongolo, K., Mwema M.D., Banza A.N., Gock E. Cobalt and zinc recovery from copper sulphate solution by solvent extraction. *Minerals Engineering*, 2003, vol. 16, no. 12, pp. 1371–1374. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2003.09.001>.
13. Naboychenko, S. S., Ageyev N.G., Doroshkevich A.P. et al. Processes and apparatuses of non-ferrous metallurgy. Ekaterinburg: RIO GOU VPO USTU-UI, 2005, 700 p.
14. Reznik, I. D., Ermakov G.P., Shneerson Ya.M. Nickel. Part 3. Moscow: Science and technology LLC, 2004, 608 p.
15. Voropanova, L. A., Kokoeva N.B. Extraction of iron (III) ions from aqueous solutions with tributyl phosphate. Patent 2572927 RF. C 22 B 15/00. C 22 B 3/16. C 25 C 1/12. Publ. 20.01.2016.
16. Salnikova, E. V., Mursalimova M.L., Stryapkov A.V. Methods of concentration and separation of trace elements. Orenburg: Gosydarstvennoe obrazovatel'noe ychrezhdenie OGU, 2005, 157 p.
17. Wang, Y., Zhou C. Hydrometallurgical process for recovery of cobalt from zinc plant residue. *Hydrometallurgy*, 2002, vol. 63, no. 3, pp. 225–234. [https://doi.org/10.1016/S0304-386X\(01\)00213-4](https://doi.org/10.1016/S0304-386X(01)00213-4).

Статья поступила в редакцию 26.05.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 25.06.2026
The article was submitted 26.05.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 25.06.2026

УДК 621.74.

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-100-106

Научная статья

Original article

Д. Ю. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Ю. В. Гребнев, Н. И. Габельченко, В. О. Харламов

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ И АРМИРОВАННЫХ ОТЛИВОК

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Данил Юрьевич Гребнев, grebnevdenil60@gmail.com

Аннотация. В статье рассмотрены особенности получения биметаллических и армированных отливок при использовании промежуточных технологических слоев. Целью работы является объединение преимуществ сплавления и механического сцепления разнородных металлов. В качестве основных материалов использованы серый чугун марки СЧ20, сталь марки 30 и медная проволока. Исследовано влияние промежуточных слоев из меди, бронзы, латуни, углеродсодержащих материалов, стеклоткани и железного порошка на качество зоны сплавления. Качество соединения оценивалось методами металлографии. Установлено, что для стальных стержней наиболее эффективны углеродсодержащие промежуточные слои, а для медных — барьерные и захламляющие материалы. Применение технологических промежуточных слоев позволяет качественно сплавлять разнородные металлы и сплавы в изделиях различной сложности.

Ключевые слова: биметаллические отливки, армированные отливки, промежуточные слои, сплавление, механическое сцепление, чугун, сталь, медь, металлография, литейное производство

Для цитирования: Гребнев Д. Ю., Жаркова В. Ф., Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Харламов В. О. Совершенствование технологического процесса производства биметаллических и армированных отливок. *Известия Волг-ГТУ*. 2026, 7(314): 100–106. DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-314-100-106.

Информация об авторах:

Данил Юрьевич Гребнев – аспирант ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0001-7613-2048>

e-mail: grebnevdanil60@gmail.com

Вера Федоровна Жаркова – доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

e-mail: vera.zharkova@mail.ru

Юрий Владимирович Гребнев – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

Scopus 6506985504

e-mail: y.grebnev@mail.ru

Наталья Ильинична Габельченко – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-7576-7455>

e-mail: ngabelchenko@mail.ru

Валентин Олегович Харламов – канд. техн. наук, доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолгГТУ

Scopus 55985799900

e-mail: harlamov_vo@mail.ru

Вклад авторов:

Д. Ю. Гребнев – проведение экспериментов, сбор данных, оформление материалов.

В. Ф. Жаркова – участие в исследовании и обсуждении результатов.

Ю. В. Гребнев – написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

Н. И. Габельченко – анализ экспериментальных данных, оформление материалов.

В. О. Харламов – анализ экспериментальных данных и металлографических результатов.

D. Yu. Grebnev, V. F. Zharkova, Yu. V. Grebnev, N. I. Gabelchenko, V. O. Kharlamov

**IMPROVEMENT OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS FOR PRODUCING
BIMETALLIC AND REINFORCED CASTINGS**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Danil Yu. Grebnev, grebnevdanil60@gmail.com

Abstract. The paper discusses the features of producing bimetallic and reinforced castings using intermediate technological layers. The aim of the study is to combine the advantages of fusion and mechanical bonding of dissimilar metals. Gray cast iron grade SCh20, steel grade 30, and copper wire were used as base materials. The influence of intermediate layers made of copper, bronze, brass, carbon-containing materials, fiberglass, and iron powder on the quality of the bonding zone was investigated. The bonding quality was evaluated by metallographic methods. It was found that carbon-containing intermediate layers are most effective for steel cores, while barrier and chilling materials are preferable for copper cores. The use of technological intermediate layers makes it possible to obtain high-quality bonding of dissimilar metals and alloys in products of various complexity.

Keywords: bimetallic castings, reinforced castings, intermediate layers, fusion bonding, mechanical bonding, cast iron, steel, copper, metallography, foundry production

For citation: Grebnev D. Yu., Zharkova V. F., Grebnev Yu. V., Gabelchenko N. I., Kharlamov V. O. Improvement of the technological process for producing bimetallic and reinforced castings. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 100–106. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-100-106.

Information about the authors:

Danil Yu. Grebnev – postgraduate student VSTU

<https://orcid.org/0009-0001-7613-2048>

e-mail: grebnevdanil60@gmail.com

Vera F. Zharkova – Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

e-mail: vera.zharkova@mail.ru

Yuri V. Grebnev – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

Scopus 6506985504

e-mail: y.grebnev@mail.ru

Natalia I. Gabelchenko – PhD, Associate Professor, Department of Machines and Technology of Foundry Production VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-7576-7455>

e-mail: ngabelchenko@mail.ru

Valentin O. Kharlamov – PhD, Associate Professor, Department of Equipment and Technology of Welding Production VSTU

Scopus 55985799900

e-mail: harlamov_vo@mail.ru

Contribution of the authors:

Danil Yu. Grebnev – conducting experiments, data collection, preparation of materials.

Vera F. Zharkova – participation in the study and discussion of the results.

Yuri V. Grebnev – writing the article, participation in the discussion of the results.

Natalia I. Gabelchenko – analysis of experimental data, preparation of materials.

Valentin O. Kharlamov – analysis of experimental data and metallographic results.

Производство армированных и биметаллических литых заготовок позволяет получать из них изделия с уникальными свойствами. Однако, процессы сцепления разнородных сплавов в биметаллических отливках изучены недостаточно. Это является причиной задержки внедрения биметаллических и армированных литых заготовок в производство.

Сцепление двух разнородных металлов в композитных отливках осуществляется двумя способами: сплавлением и механическим сцеплением [1].

Соединение сплавлением основано на растворении и взаимной диффузии пограничных слоев разнородных металлов. Плавление и растворение наружных слоев арматуры и вставок происходит под действием более высокой температуры основного жидкого металла отливки. Процесс сплавления обеспечивает высокое качество сцепления двух частей отливки, но в реальных производственных условиях трудноуправляем и не всегда осуществим.

При механическом сцеплении частей отливки в следствии отсутствия взаимного смачивания и быстрой кристаллизации пограничного

слоя жидкого металла взаимного проникновения металлов друг в друга не происходит. Сила механического сцепления обуславливается усадкой затвердевающего металла и возникновении между ним и армирующей вставкой сил трения. Осуществить механическое сцепления разнородных металлов в биметаллической отливке значительно проще, но соединение получается менее прочное, чем при процессе сплавления.

Методика работы

Целью работы является объединение преимуществ двух процессов сцепления и получения качественных биметаллических и армированных отливок.

В качестве основных материалов для биметаллических отливок были выбраны серый чугун марки СЧ20, сталь марки 30, медная проволока с содержанием меди 99,8 %.

В качестве выплавляемых элементов были выбраны различные изделия: трубы, втулки, переходники различной степени сложности.

На рис. 1 показаны экспериментальные металлические стержни с различными технологическими покрытиями.

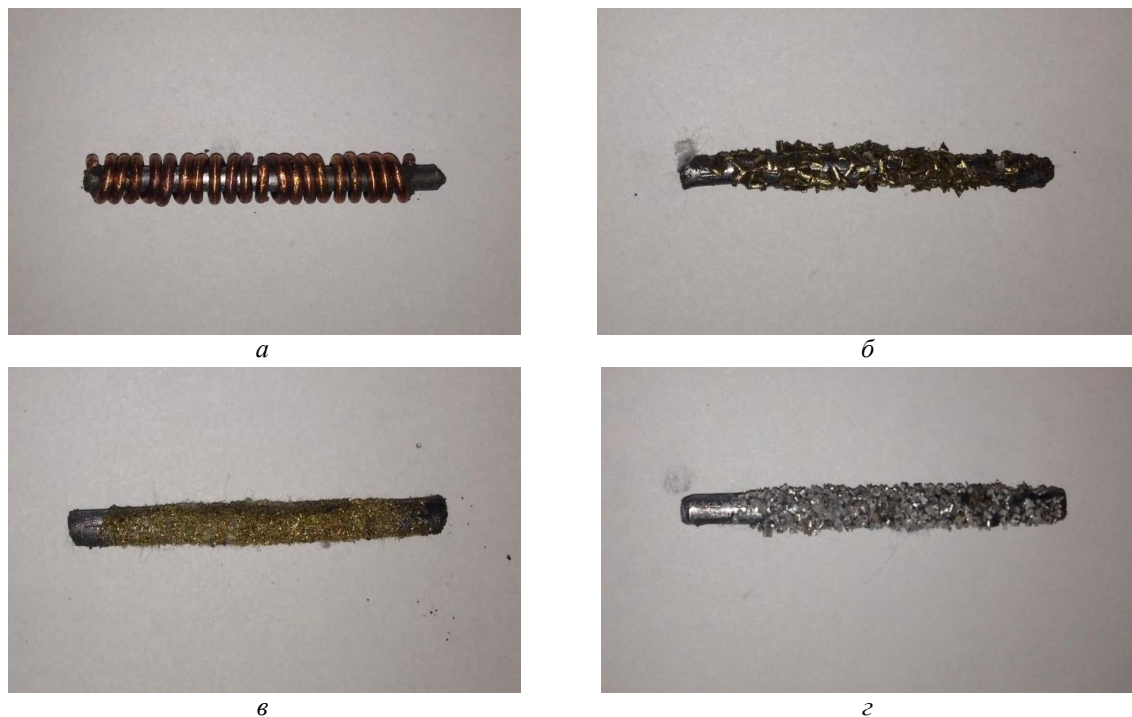


Рис. 1. Экспериментальные металлические стержни:
 а – стальной стержень – медная проволока; б – стальной стержень – бронзовая стружка;
 в – медный стержень – углеродная нить; г – медный стержень – железный порошок

Выплавляемые элементы после качественной механической очистки и обработки флюсом вставлялись в полость литейной формы и заливались расплавленным чугуном при температуре 1360–1380 °С

Для регулирования скорости и качества сплавления двух по химическому составу и температуре плавления сплавов были применены промежуточные слои [2], способствующие расплавлению металла твердой вставки или наоборот затрудняющие расплавление металла вставки.

Получение качественного сплавления стальных вставок с жидким чугуном, температура заливки которого ниже температуры плавления стали, использовались промежуточные слои из легкоплавких сплавов: медь марки М1, бронза

марки БрА9Ж4, латунь марки ЛС-60, алюмосплава марки АК12М2. В качестве материалов затрудняющих расплавление вставок из меди применялась углеродистая нить марки УТ-1, стеклянная нить с содержанием SiO₂ 95–100 %. Железный и графитовый порошки марок ПЖВ-1 и УТ-1 соответственно, графитовый порошок ГЛ-1С. В качестве связующего использовалось жидкое стекло.

На рис. 2 представлена технология литейной формы для исследования влияния промежуточных слоев на качество сплавления разнородных металлов и сплавов. На рис. 3 представлена нижняя полуформа с проставленными в ней экспериментальными стержнями с различными покрытиями.

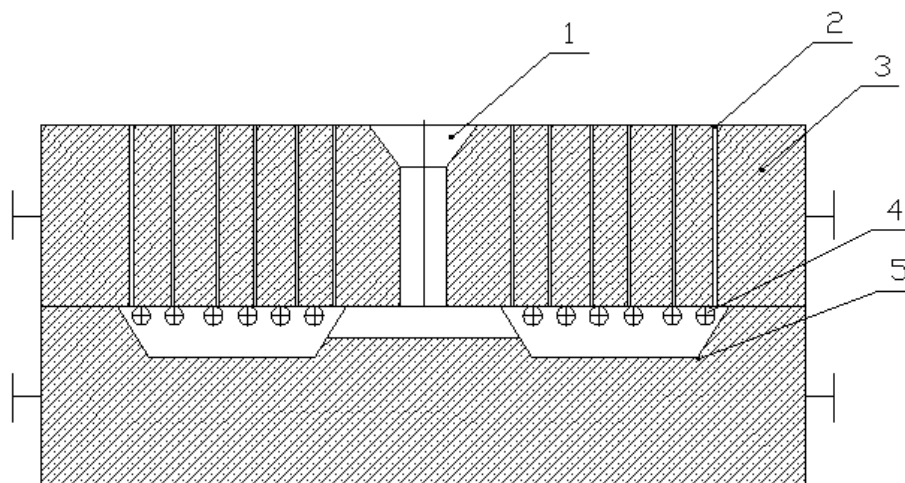


Рис. 2. Экспериментальная форма с проставленными металлическими стержнями:
1 – литниковая система; 2 – выпоры; 3 – форма; 4 – стержни с промежуточными покрытиями;
5 – полость формы



Рис. 3. Вид сверху на нижнюю полуформу с проставленными экспериментальными стержнями:
а – стальной стержень; б – медный стержень

Качество сплавления разнородных металлов и сплавов проверялось в ходе металлографических исследований при увеличении $\times 50$ – $\times 300$.

Результаты исследования

Результаты исследования качества сплавления разнородных металлов и сплавов при использовании различных промежуточных слоев сведены в таблице.

Данные таблицы и исследование зон сплавления металлов показывают, что наиболее пред-

почтительного способа сцепления – частичного подплавления вставки и смешивания двух разнородных металлов в зоне контакта удалось достигнуть:

– для стального стержня при использовании технологического слоя из углерода (графит и углеродная ткань);

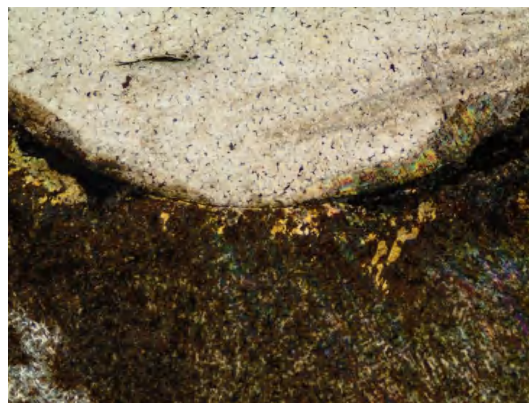
– для медного стержня при использовании барьерных и захлаживающих материалов (стекловолокно и железный порошок).

Характеристики зоны сплавления металлов

№	Стержень	Технологический слой	Характеристика зоны сплавления
1	Стальной $\varnothing$ 8мм	Медная проволока, $\varnothing$ 1,5мм	Качественное сплавление чугуна со сталью через слой меди. Зона сплавления тонкая, бездефектная. Неметаллические включения отсутствуют (рис. 4)
2.	Стальной $\varnothing$ 8мм	Стружка бронзы БрА9Ж4, слой 1,2–1,3мм	Качество сплавления удовлетворительное. Расплавление технологического слоя и смешивание его с чугуном. Имеются отдельные дефекты в виде скопления неметаллических включений (рис. 5)
3.	Стальной $\varnothing$ 8мм	Порошок графита ГЛ-1, слой 0,6–0,7мм	Очень качественное сплавление чугуна со сталью через технологический слой графита. Линия сплавления практически отсутствует. Сталь в месте контакта насыщается углеродом, подплавляется и смешивается с чугуном (рис. 6)
4.	Стальной $\varnothing$ 8мм	Стружка латуни ЛС 60. Слой 1,2–1,4мм	Качество сплавления удовлетворительное. Отмечено расплавление технологического слоя и смешивание его с чугуном и сталью. Имеются отдельные скопления неметаллических включений (рис. 7)
5.	Стальной $\varnothing$ 8мм	Углеродистая нить марки УТ-1, слой 0,8мм	Качество сплавления очень высокое. Сталь стержня насыщается углеродом, подплавляется и частично сплавляется с чугуном (рис. 8)
6.	Медный $\varnothing$ 7 мм	Нить из стекловолокна, слой 0,8–0,9 мм	Качество сплавления высокое. Чугун сплавился с медью, но полного расплавления стержня не произошло. Линия сплавления волнистая, что обеспечивает высокое качество сцепления (рис. 9)
7.	Медный $\varnothing$ 7 мм	Порошок железа ПЖВ-1, слой 1,1–1,2 мм	Сплавление качественное. Расплавление медного стержня не произошло. Линия сплавления тонкая. Отмечены отдельные участки перемешивания меди с чугуном, что свидетельствует о очень качественном сцеплении двух разнородных металлов (рис. 10)
8.	Медный $\varnothing$ 7 мм	Стружка алюминия АК-12 М2 слой 1,3–1,4 мм	Сплавление некачественное. Крупные неметаллические включения по всей зоне сплавления.

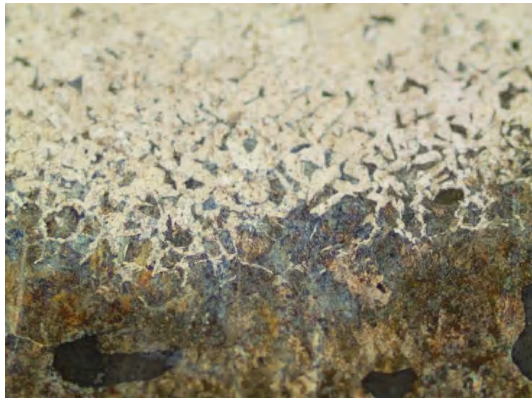


Рис. 4. Сплавление чугуна со сталью через слой меди



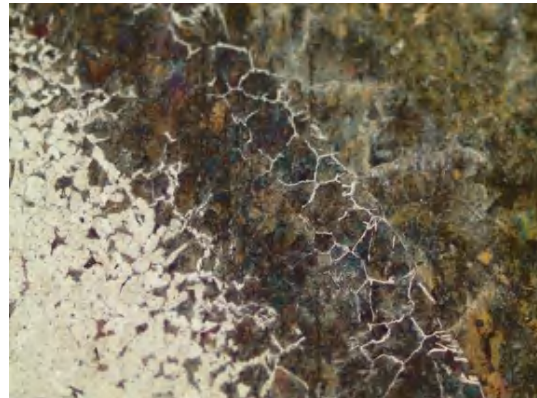
$\times 100$

Рис. 5. Сплавление промежуточного слоя из бронзовой стружки



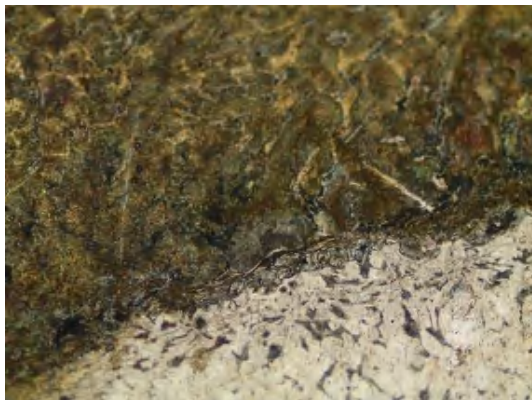
× 100

Рис. 6. Сплавление промежуточного слоя из бронзовой стружки



× 100

Рис. 7. Сплавление промежуточного слоя латунной стружки



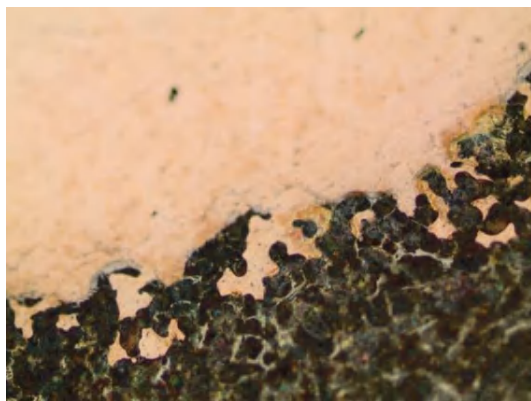
× 100

Рис. 8. Сплавление промежуточного слоя нити из углеволокна



× 100

Рис. 9. Микроструктура зоны сплавления промежуточного слоя из стеклоткани, нанесенного на медный стержень при заливке чугуном



× 100

Рис. 10. Микроструктура зоны сплавления промежуточного слоя железного порошка, нанесенного на медный стержень при заливке чугуном

Использование углеродосодержащих материалов в виде промежуточного слоя позволяет в короткое время насытить поверхность стального стержня углеродом, тем самым снизить

температуру плавления его поверхностного слоя и создать зону сплавления разнородных металлов «сталь-чугун».

Применение технологических барьерных (стеклоткань) и захлаживающих (железный порошок) материалов позволяет не допустить полного расплавления медного стержня с температурой плавления 1084 °С расплавом чугуна с температурой заливки 1360–1380 °С.

Отмечено некачественное сплавление разнородных сплавов при использовании различных вторичных материалов – стружки медных сплавов и сплавов алюминия. Низкое качество сплавления в этом случае можно объяснить окисленностью стружки в ходе механической обработки и хранения.

Заключение

Применение технологических промежуточных слоев на выплавляемых вставках позволяет качественно сплавлять разнородные металлы и сплавы в изделиях различной сложности и веса.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. *Смеляков, Н. Н.* Армирование отливки / Н. Н. Смеляков. – М.: Машгиз, 1958. – 166 с.
2. Взаимодействие металлических расплавов с биметаллическими вставками: учебник / Т. А. Чернышова и др.; под ред. Т. А. Чернышовой. – М.: Наука, 1993. – 272 с.

REFERENCES

1. *Smelyakov, N. N.* Reinforcement of castings. Moscow: Mashgiz, 1958. 166 p.
2. Interaction of metal melts with bimetallic inserts / T. A. Chernyshova et al.; ed. T. A. Chernyshova. Moscow: Nauka, 1993. 272 p.

Статья поступила в редакцию 16.06.2026, доработана 22.06.2026, подписана в печать 24.06.2026
The article was submitted 16.06.2026, revised 22.06.2026, accepted for publication 24.06.2026

УДК 621.74.02.

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-106-111

Научная статья

Original article

Н. А. Кидалов, Н. Ю. Мирошкин, А. А. Белов, С. Р. Поляк, К. И. Сенцов

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ
НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕДНОГО ПОКРЫТИЯ ПО ПОВЕРХНОСТЯМ ОТКРЫТЫХ ПОР
ГРАФИТОВОЙ ЗАГОТОВКИ В ПРОЦЕССЕ ХИМИЧЕСКОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Николай Юрьевич Мирошкин, vivek_07@mail.ru

Аннотация. В работе исследовалось влияние воздействия ультразвука на формирование медного покрытия на поверхностях открытых пор графитовой заготовки в условиях химического меднения. Экспериментально установлено, что при пропитке графитовой заготовки в условиях выдержки в вакууме в течение 300 минут происходит повышение массы заготовки на 13 %, а дальнейшее увеличение времени выдержки не оказывает изменений на изменение массы. Выявлено, что применение ультразвука в процессе металлизации поверхностей открытых пор графита позволяет ускорить восстановление меди.

Ключевые слова: углерод, графит, медь, токосъемные щетки, электролит, микроструктуры, ультразвук, композиционный материал

Финансирование: исследование выполнено за счет финансового обеспечения реализации программы развития ВолгГТУ в рамках программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030», проект научных исследований № 8/051-26.

Для цитирования: Кидалов Н. А., Мирошкин Н. Ю., Белов А. А., Поляк С. Р., Сенцов К. И. Исследование влияния ультразвуковой обработки на формирования медного покрытия по поверхностям открытых пор графитовой заготовки в процессе химической металлизации. Известия ВолгГТУ. 2026; 7(314): 106–111. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-106-111.

Информация об авторах:

Николай Алексеевич Кидалов – д-р техн. наук, профессор, заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ
e-mail: nich@vstu.ru

Николай Юрьевич Мирошкин – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ
e-mail: vivek_07@mail.ru

Артем Алексеевич Белов – канд. техн. наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ
e-mail: aa-belov@bk.ru

Станислав Романович Поляк – аспирант кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолгГТУ
e-mail: rectx@vk.com

Кирилл Игоревич Сенцов – студент группы ЛПЛ-2п ВолгГТУ
e-mail: sen127@yandex.ru

Вклад авторов:

Н. А. Кидалов – разработка общей концепции исследования.

Н. Ю. Мирошкин – разработка идеи и проектирование методологии, написание статьи, редактирование.

А. А. Белов – разработка идеи и проектирование методологии, участие в обсуждении результатов.

С. Р. Поляк – подготовка образцов, оформление материалов.

К. И. Сенцов – оформление статьи, участие в обсуждении результатов.

N. A. Kidalov, N. Yu. Miroshkin, A. A. Belov, S. R. Polyak, K. I. Sentsov

**A STUDY OF THE EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT
ON THE FORMATION OF A COPPER COATING ON THE OPEN-PORED SURFACES
OF A GRAPHITE BLANK DURING THE CHEMICAL METALLISATION PROCESS**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Nikolay Yuryevich Miroshkin, vivek_07@mail.ru

Abstract. This study investigated the effect of ultrasonic treatment on the formation of a copper coating on the open-pore surfaces of a graphite blank under conditions of chemical copper plating. Experiments have shown that when a graphite blank is impregnated whilst being held under vacuum for 300 minutes, the blank's mass increases by 13 per cent, and a further increase in holding time has no effect on the change in mass. It was found that the use of ultrasound during the metallisation of the open-pore surfaces of graphite accelerates the reduction of copper.

Keywords: carbon, graphite, copper, current-collecting brushes, electrolyte, microstructures, ultrasound, composite material

Funding: the research was carried out at the expense of financial support for the implementation of the VSTU development program within the framework of the strategic academic leadership program "Priority 2030", a research project N№ 8/051-26».

For citation: Kidalov N. A., Miroshkin N. Yu., Belov A. A., Polyak S. R., Sentsov K. I. A study of the effect of ultrasonic treatment on the formation of a copper coating on the open-pored surfaces of a graphite blank during the chemical metallisation process. *Izvestiya VSTU*. 2026; 7(314): 106–111. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-7-314-106-111.

Information about the authors:

Nikolai A. Kidalov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Foundry Machinery and Technology VSTU

e-mail: nich@vstu.ru

Nikolai Y. Miroshkin – Ph.D. (Engineering), Associate Professor, Department of Foundry Machinery and Technology VSTU

e-mail: vivek_07@mail.ru

Artem A. Belov – Ph.D. (Engineering), Associate Professor in the Department of Casting Machinery and Technology VSTU

email: aa-belov@bk.ru

Stanislav R. Polyak – postgraduate student, Department of Foundry Machinery and Technology VSTU

e-mail: rectx@vk.com

Kirill I. Sentsov – student, group LPL-2p VSTU

e-mail: sen127@yandex.ru

Contribution of the authors:

Nikolai A. Kidalov – development of the general research concept.

Nikolai Yu. Miroshkin – development of the idea and design of the methodology, writing of the article, editing.

Artem A. Belov – development of the concept and design of the methodology, participation in the discussion of the results.

Stanislav R. Polyak – preparation of samples, formatting of materials.

Kirill I. Sentsov – formatting of the article, participation in the discussion of the results.

Введение

Композиты на основе графита, армированного медью, широко распространены в качестве токосъемных элементов электродвигателей бытовой, строительной, садовой техники, а также в электродвигателях промышленного оборудования и электрического транспорта. Достоинствами данных материалов является высокие антифрикционные характеристики, низкая плотность, электропроводность, возможность эксплуатации без смазки и в высокой запыленности [1–6].

В настоящее время получают такие материалы твердофазными методами – смешиванием порошков графита и меди с последующим

прессованием и спеканием или жидкофазной пропиткой графитового каркаса расплавленной медью. Первый способ нашел широкое практическое применение, поскольку относительно доступен, однако недостатками материалов полученными твердофазными способами являются низкие физико-механические характеристики, что обусловлено отсутствием взаимодействия между графитом и медью. Графит-медные материалы, полученные путем пропитки, напротив, обладают высокими физико-механическими характеристиками, поскольку после пропитки и кристаллизации металла внутри открытых пор графита образуется дополнительный металлический каркас. При этом высокая энер-

гозатратность, и требовательность к оборудованию привели к тому, что технология пропитки графита расплавом меди распространена в основном за рубежом (Франция, Германия, Англия, Япония, Китай), так как требует применения автоклавов, способных выдерживать одновременное воздействие высокой температуры (более 1100 °С) и давления порядка 10–50 МПа, что негативно сказывается на стоимости и распространении изделий на территории России [7; 8]. Учитывая вышесказанное, разработка альтернативной доступной и ресурсосберегающей технологии получения графит-медных композиционных материалов (КМ) является актуальной задачей, представляющей практический интерес. В настоящей работе предложена и показана новая технология получения графит-медного композита повышения смачиваемости поверхности открытых пор графитовой основы путем нанесения медного покрытия химическим способом.

Материалы и методика исследования

Выбор углеродного материала проводился из следующих критериев: открытая пористость материала и коэффициент удельного электрического сопротивления. Показатель открытой пористости графитового материала позволяет сделать вывод возможности жидкофазного армирования (пропитки металлом) и о количестве металлической составляющей в составе полу-

чаемого композиционного материала. Важно, чтобы открытая пористость графитовой заготовки не превышала 30 %, так как в этом случае увеличиваются риски повышенного износа коллектора электродвигателя. Открытая пористость графита менее 5 % делает материал достаточно плотным, что не позволит в достаточной мере снизить показатель удельного электрического сопротивления и, соответственно, использовать такой материал нецелесообразно.

Коэффициент удельного электрического сопротивления напрямую влияет на область применения материала. Так, материалы с показателем выше 30 мкОм×м используются в высоковольтном оборудовании и инструменте, если оно ниже 20 мкОм×м, то применение такой щетки в вышеупомянутом оборудовании недопустимо. Токосъемные щетки, имеющие показатели удельного электрического сопротивления 10 мкОм×м и менее, как правило, имеют в своем составе металл и применяются в оборудовании с высокой плотностью тока. Твердость токосъемной щетки напрямую влияет на ее износостойкость, при этом ее твердость не должна быть выше твердости медного коллектора (в среднем 50 единиц по Шору). Несоблюдение этого условия приведет к повышенному износу дорогостоящего коллектора и выходу электродвигателя из строя.

В таблице приведены физико-механические характеристики наиболее распространенных графитовых материалов.

Физикомеханические свойства графитовых материалов, применяемых для изготовления электрощеток [9]

Физико-механические свойства	МПП-6	ЭГ-4
Плотность, г/м ³	1800	1500
Пористость, %	9-12	18-25
Удельное электрическое сопротивление, мкОм×м	13-15	30-50
Коэффициент трения	0,20	0,17
Размер пор, мкм	0,1-2	1,5-3
Твердость по шору	60-80	22-30

МПП-6 – мелкозернистый, плотный графит конструкционного назначения, при этом имея низкую пористость и твердость, превышающую твердость меди, также не подходит для использования в качестве токосъемных щеток.

ЭГ-4 – электрографитовый материал, обладающий низкой твердостью, коэффициентом трения, что делает его одним из основных при изготовлении токосъемных щеток. Характери-

стики ЭГ-4 позволяют применять данный материал при изготовлении щеток, применяющихся в бытовой технике, электрических машин общепромышленного назначения, а также в электродвигателях и генераторах тяговых и подвижных составов городского и железнодорожного электротранспорта. При этом показатели удельного электрического сопротивления наряду с высокой пористостью делают данный ма-

териал наиболее перспективным для дополнительного армирования медью. Таким образом, для проведения исследований был выбран графитовый материал марки ЭГ-4, на рис. 1 представлена токосъемная щетка с габаритами 55×25×30 мм, выполненная из этого материала. С целью экономии материалов для последующих исследований из щеток вырезали образцы заготовки габаритами 40×25×30 (рис. 2).



Рис. 1. Пример токосъемной щетки марки ЭГ-4

Химическое меднение графита, ввиду его химической инертности по отношению к растворам электролитов, имеет общие принципы с нанесением медного покрытия на пластики, резины и другие неметаллические материалы. Перед нанесением медного покрытия на графит необходимо модифицировать его поверхность активными веществами (соли металлов), благодаря которым ионы меди, находящиеся в растворе электролита меднения, будут вступать во взаимодействие с ними и восстанавливаться в виде металла. Для этого в экспериментах

по восстановлению меди в открытых порах графита графитовые заготовки были поочередно пропитаны растворами сенсibilизации и активации [10]. При этом для предотвращения восстановления меди на стадии исследований по определению наиболее рационального времени пропитки графита эксперименты проводили только с раствором меднения. Пропитку графита растворами проводили под вакуумом с временем выдержки от 60 минут до 300 минут с шагом 60 минут. Восстановление меди в виде металлического покрытия на поверхностях открытых пор графита проводили как классическим способом, заключающимся в окунании предварительно подготовленной заготовки в раствор электролита меднения и выдержки в электролите в течение 5 минут, так и с добавлением к этому способу ультразвуковых колебаний при помощи ультразвукового преобразователя ППКЗ.

Результаты экспериментов и их обсуждение

В результате исследований было установлено, что увеличение массового привеса образцов прослеживается в течение первых 240 минут выдержки под вакуумом, дальнейшая выдержка не приводит к изменению массы (рис. 2). Таким образом, массовый привес составил 8 % за 60 минут обработки, 10 %, 11 %, 12 % и 13 % за 120, 180, 240, 300 минут соответственно. При этом выдержка в течение 360 минут не повлияла на массовый привес образцов и составила 13 %, как и при 300 минутах.

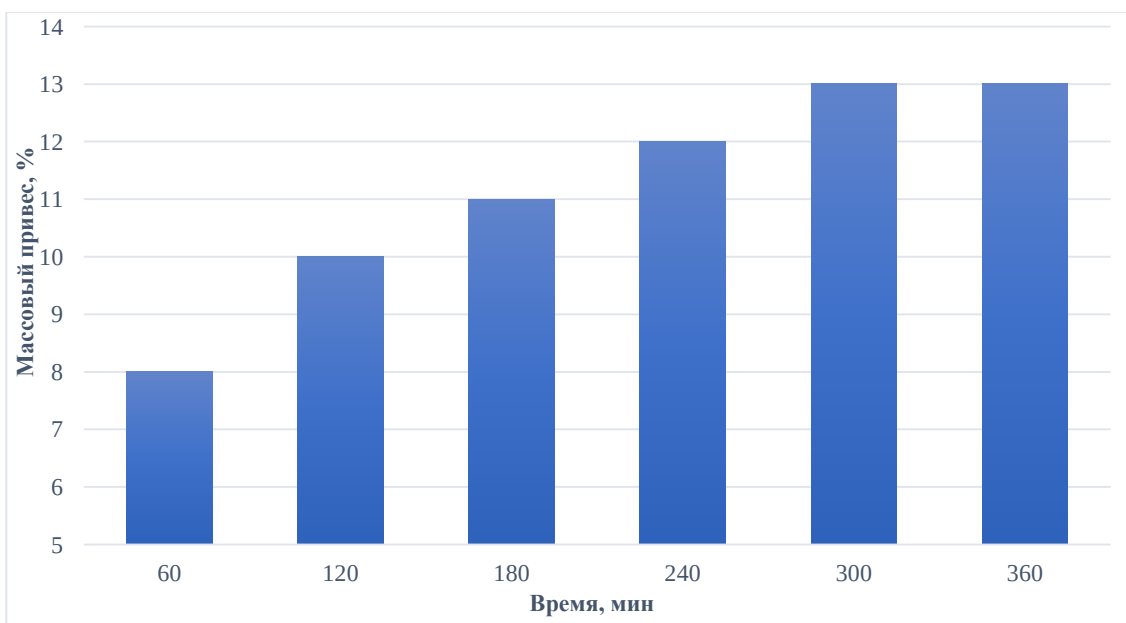


Рис. 2. Массовый привес графитовых заготовок в зависимости от времени выдержки под вакуумом

Следующий этап исследований был направлен на формирование медного покрытия внутри открытых пор графита химическим способом. В результате проведенных исследований было выявлено, что при использовании классической методики химического меднения графита (методом окунания в раствор меднения) даже после заполнения его пор растворами сенсибилизации и активации на поверхности углярафита в местах нахождения наиболее крупных пор

обнаружены участки (рис. 3, *а*) без покрытия, что обусловлено образованием пузырьков воздуха на пористой поверхности графита. При этом добавлении ультразвукового воздействия на электролит происходит схлопывание этих пузырьков, что обеспечивает полное растекание электролита меднения по поверхности графитовой заготовки (рис. 3, *б*) и, как следствие, отсутствие непокрытых участков.

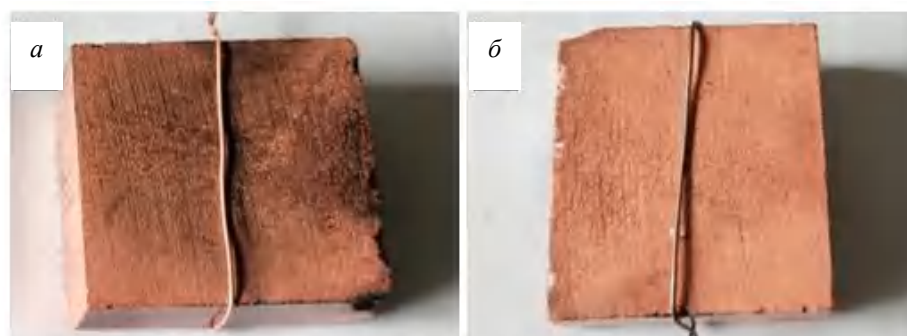


Рис. 3. Омедненные заготовки углярафита после 10 минут выдержки в электролите меднения:
а – без ультразвука; *б* – с применением ультразвука

Следует отметить, что ультразвук показал свою эффективность только на электролитах меднения охлажденных до 5–10 °С, а его применение на электролитах комнатной (20–25 °С) температуре приводило к почернению электролита и не обеспечивало восстановление медного покрытия.

Исследование формирования медного покрытия в открытых порах графита в зависимости

от способа его нанесения проводили на глубине 1 мм от поверхности омедненной графитовой заготовки. Микроструктуры полученных композитов представлены на рис. 4. У заготовок графита, омедненных классическим способом (рис. 4, *а*) на глубине 1 мм от поверхности выявлены омедненные поры, при этом их количество уступает композиту, омедненному совместно с ультразвуковым воздействием (рис. 4, *б*).

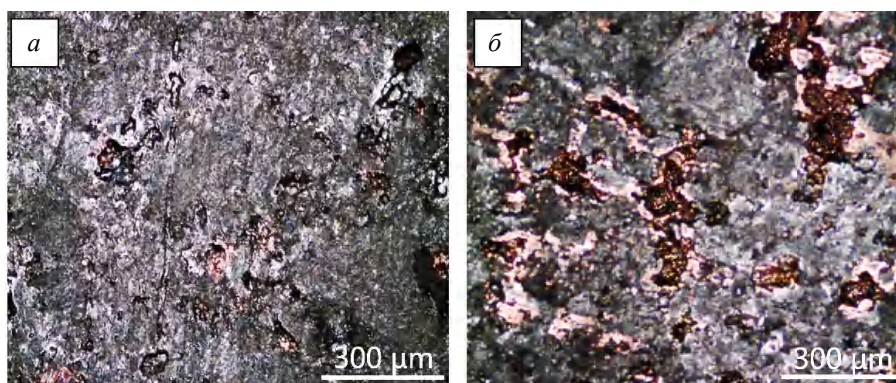


Рис. 4. Микроструктуры графитовых заготовок, омедненные:
а – классическим химическим способом; *б* – с применением ультразвука на глубине 1 мм от поверхности

Такая разница в структурах полученных материалов объясняется увеличением скорости восстановления меди при ультразвуковом воздействии за счет создания эффекта кавитации,

что обеспечивает непрерывное перемешивание электролита и повышением переноса ионов меди к обрабатываемой поверхности.

Заключение

Таким образом, предварительное последовательное заполнение открытых пор графитовой основы водными растворами сенсибилизации, активации и электролита меднения в условиях вакуума с выдержкой 300 минут обеспечило формирование медного покрытия на поверхностях открытых пор графита на глубине 1 мм от поверхности заготовки. При этом установлено, что добавление ультразвуковых колебаний непосредственно при химическом меднении, приводит к ускорению процесса восстановления меди внутри открытых пор графитовой заготовки.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Курганова, Ю. А. Конструкционные металломатричные композиционные материалы / Ю. А. Курганова, А. Г. Колмаков // Научное обозрение. Реферативный журнал. – 2016. – № 5. – С. 75–76;
2. A Review on Composite Materials for Energy Harvesting in Electric Vehicles / N. Naik, P. Suresh, S. Yadav et al // Energies. – 2023. – Vol. – 16. No 8. – Article 3348. – 19 p. – DOI 10.3390/en16083348
3. Mechanical and electrical properties of copper-graphene nanocomposite fabricated by high pressure torsion / K. Nidhi, S. Koushik, K. Binod, B. Supriya, R. Debdas // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. Vol. 776. – P. 123–132. – DOI 10.1016/j.jallcom.2018.10.139.
4. Friction Surfaces and Wear Products of Sn–Sb–Cu-Based Composite Materials / I. E. Kalashnikov, L. I. Kobeleva, L. K. Bolotova, P. A. Bykov, A. G. Kolmakov // Russian Metallurgy (Metally), 2018. – № 4. – P. 377–382.
5. Fabrication and mechanical properties of α -Al₂O₃ whisker reinforced cu-graphite matrix composites / W. Tan, X. Jiang, Z. Shao, H. Sun, T. Song, Z. Luo // Powder Technology. – 2020. Vol. – 375. – P. 124–135. – DOI 10.1016/j.powtec.2020.07.105.
6. Study on current-carrying friction and wear properties of copper-graphite brush material reinforced by organosilicon / X. Lin, R. Liu, J. Chen, X. Xiong, N. Liao // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. Vol. – 12. – P. 365–375. – DOI 10.1016/j.jmrt.2021.02.094.
7. Wettability in metal matrix composites / M. Malaki, A. F. Tehrani, B. Niroumand, M. Gupta // Metals. – 2021. – N 7(1). – Article 1034 – 24 p. – DOI:10.3390/met11071034.

8. Cuevas, A. C. Metal matrix composites: wetting and infiltration / A. C. Cuevas, E. Bercerril, M. S. Martinez. – Cham, Switzerland : Springer, 2018. – 221 p.

9. Белкин, М. Д. Щетки для электрических машин, их производство и применение / М. Д. Белкин, Г. С. Штыхнов. – Москва, Ленинград : ГЭИ, 1952. – 159 с.

10. Березин, Н. Б. Электроосаждение металлов из водных растворов комплексных соединений: монография / Н. Б. Березин, Ж. В. Межевич. – Казань: Изд-во КНИТУ, 2015. – 168 с.

REFERENCES

1. Kurghanova, Yu. A., & Kolmakov, A. G. Structural metal-matrix composite materials // Scientific Review. Abstract Journal. – 2016. – No. 5. – pp. 75–76;
2. Naik, N., Suresh P., Yadav S., et al. A Review on Composite Materials for Energy Harvesting in Electric Vehicles // Energies. – 2023. Vol. – 16. No 8. – Article 3348. – 19 p. – DOI 10.3390/en16083348
3. Nidhi, K., Koushik S., Binod K., Supriya B., Debdas R. Mechanical and electrical properties of copper-graphene nanocomposite fabricated by high pressure torsion // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. Vol. 776. – P. 123–132. – DOI 10.1016/j.jallcom.2018.10.139.
4. Kalashnikov, I. E., Kobeleva L.I., Bolotova L.K., Bykov P.A., Kolmakov A.G. Friction Surfaces and Wear Products of Sn–Sb–Cu-Based Composite Materials // Russian Metallurgy (Metally), 2018. №.4. P.377–382.
5. Tan, W., Jiang X., Shao Z., Sun H., Song T., Luo Z. Fabrication and mechanical properties of α -Al₂O₃ whisker reinforced cu-graphite matrix composites // Powder Technology. – 2020. Vol. – 375. – P. 124–135. – DOI 10.1016/j.powtec.2020.07.105.
6. Lin, X., Liu R., Chen J., Xiong X., Liao N. Study on current-carrying friction and wear properties of copper-graphite brush material reinforced by organosilicon // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. Vol. – 12. – P. 365–375. – DOI 10.1016/j.jmrt.2021.02.094.
7. Malaki, M., Tehrani A. F., Niroumand B., Gupta M. Wettability in metal matrix composites // Metals. – 2021. – N 7(1). – Article 1034 – 24 p. – DOI:10.3390/met11071034.
8. Cuevas, A. C., Bercerril E., Martinez M. S. Metal matrix composites: wetting and infiltration. – Cham, Switzerland : Springer, 2018. – 221 p.
9. Belkin, M. D. Brushes for Electrical Machines: Their Manufacture and Application / M.D. Belkin and G.S. Shtykhov. – Moscow, Leningrad: GEI, 1952. – 159 pp.
10. Berezhin, N. B., and Mezhevich, Zh.V. Electrodeposition of Metals from Aqueous Solutions of Complex Compounds: a monograph. – Kazan: KNITU Press, 2015. – 168 pp.

Статья поступила в редакцию 22.06.2026, доработана 26.06.2026, подписана в печать 28.06.2026

The article was submitted 22.06.2026, revised 26.06.2026, accepted for publication 28.06.2026

Ответственный за выпуск
Наталья Ильинична **ГАБЕЛЬЧЕНКО**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолгГТУ

Корректурa **А. Н. Сергеевой**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: ianovakov@vstu.ru

Темплан 2026 г. Поз. № 9ж. Дата выхода в свет 30.07.2026 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 13,02. Уч.-изд. л. 14,31.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 344.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

ISSN 1990-5297



9 771990 529000 >