# ИЗВЕСТИЯ высших учебных заведений ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 64 Номер 9 2021

# Коррозионностойкие стали

### В АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Перспективы использования бора в металлургии. Сообщение 2

Модификация поверхностного слоя стали соединениями с высокой температурой плавления методами электрошлаковой наплавки

Влияние титана и циркония на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Вагнеровский параметр взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля

# IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY Vol. 64 No. 9 2021



Web: fermet.misis.ru

# **ШЗВЕСТИЛ** высших учебных заведений **ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ**

### Том 64, Номер 9, 2021

Научно-технический журнал Издается с января 1958 г. ежемесячно

# IZVESTIYA Ferrous metallurgy

Volume 64, Number 9, 2021

Scienitifc and Technical Journal Published since January 1958. Issued monthly

# ИЗВЕСТИЯ высших учебных заведений

## ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

### Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия Izvestiya. Ferrous Metallurgy

### Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)



Сибирский государственный индустриальный университет

*Алешин Н.П.*, д.т.н., профессор, академик РАН, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Астахов М.В., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва Ашихмин Г.В., д.т.н., профессор, ОАО «Ин-т Цветметобработка», г. Москва

*Байсанов С.О.*, д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан

Белов В.Д., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва Бродов А.А., к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва

Волынкина Е.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк Глезер А.М., д.ф.-м.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва Горбатюк С.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва Григорович К.В., академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Громов В.Е., д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк *Дмитриев А.Н.*, д.т.н., академик, профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Дуб А.В., д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва Жучков В.И., д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург Зингер Р.Ф., д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия

Зиниград М., д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль Золотухин В.И., д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула

*Колмаков А.Г.*, д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

*Колокольцев В.М.*, д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск

Костина М.В., д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва Косырев К.Л., д.т.н., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва Курганова Ю.А., д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва Курносов В.В., к.ф.-м.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва Линн Х., ООО «Линн Хай Терм», Германия

**Лысак В.И.**, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград

По решению ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук».

### Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН, г. Москва

#### Заместитель главного редактора:

**Евгений Валентинович Протопопов**, д.т.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

### Адреса редакций:

Россия, 119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», *Tел.*: +7 (495) 638-44-11 *E-mail*: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru

Россия, 654007, Новокузнецк, Кемеровская обл.– Кузбасс, ул. Кирова, зд. 42 Сибирский государственный индустриальный университет, *Тел.*: +7 (3843) 74-86-28 *E-mail:* redjizvz@sibsiu.ru

### Редакционная коллегия:

*Мешалкин В.П.*, д.т.н., профессор, академик РАН, РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва

*Мулюков Р.Р.*, д.ф.м.-н., профессор, чл.-корр. ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа

**Мышляев Л.П.**, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк **Никулин С.А.**, д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Нурумгалиев А.Х.**, д.т.н., профессор, КГИУ, г. Караганда, Республика Казахстан

*Островский О.Н.*, д.т.н., профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия

*Пиетрелли Лорис*, д.т.н., Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия

Подгородецкий Г.С., к.т.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва Пышминцев И.Ю., д.т.н., РосНИТИ, г. Челябинск

**Рудской А.И.**, д.т.н., профессор, СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург

*Сивак Б.А.*, к.т.н., профессор, АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва *Симонян Л.М.*, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва *Смирнов Л.А.*, д.т.н., профессор, академик, РАН ОАО «Уральский

институт металлов», г. Екатеринбург

*Солодов С.В.*, к.т.н., НИТУ «МИСиС», г. Москва

Спирин Н.А., д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург Танг Гуои, Институт перспективных материалов университета

Циньхуа, г. Шеньжень, Китай *Темлянцев М.В.*, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк *Филонов М.Р.*, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Чуманов И.В.**, д.т.н., профессор, ЮУрГУ, г. Челябинск *Шешуков О.Ю*., д.т.н., профессор УрФУ, г. Екатеринбург

Шпайдель М.О., д.ест.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария

**Юрьев А.Б.**, д.т.н., доцент, СибГИУ, г. Новокузнецк

*Юсупов В.С.*, д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

*Индексирование:* Scopus, Russian Science Citation Index на платформе Web of Science, Research Bible, OCLC и Google Scholar

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456.



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

# **IZVESTIVA** FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

### Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya Izvestiya. Ferrous Metallurgy

### Founders:



Siberian State Industrial University

Editor-in-Chief:

*Leopold I. Leont'ev*, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow

### Deputy Editor-in-Chief:

*Evgenii V. Protopopov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

### **Editorial Addresses:**

4 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation National University of Science and Technology "MISIS" Tel.: +7 (495) 638-44-11 *E-mail*: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru

42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation Siberian State Industrial University Tel.: +7 (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

### **Editorial Board:**

Nikolai P. Aleshin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, Bauman STU, Moscow German V. Ashikhmin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow

Mikhail V. Astakhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Sailaubai O. Baisanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow Anatolii A. Brodov, Cand. Sci. (Econ.), Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow

Il'ya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Aleksei V. Dub, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow Mikhail R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Aleksandr M. Glezer, Dr. Sci. (Phys.-math.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Konstantin V. Grigorovich, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

*Victor E. Gromov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei G. Kolmakov, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Valerii M. Kolokol'tsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Konstantin L. Kosyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Vladimir V. Kurnosov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

Vladimir I. Lysak, Dr.Sci.(Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd

*Valerii P. Meshalkin*, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleyev Russian Chemical-Technological University, Moscow

Radik R. Mulyukov, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

Journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission. Leonid P. Myshlyaev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RANS, NUST "MISIS", Moscow

Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

**Oleg I. Ostrovski**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sidney, Australia

Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy

*Gennadii S. Podgorodetskii*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow *Igor' Yu. Pyshmintsev*, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk

Andrei I. Rudskoi, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg

*Oleg Yu. Sheshukov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg *Laura M. Simonyan*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany Boris A. Sivak, Cand. Sci.(Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST "MISIS", Moscow

Speidel Marcus, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg Tang Guoi, Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China

*Mikhail V. Temlyantsev*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

*Ekaterina P. Volynkina*, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Assist Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Vladimir S. Yusupov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

*Vladimir I. Zhuchkov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Michael Zinigrad, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel Vladimir I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (Web of Science), Research Bible, OCLC and Google Scholar

Registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456**.

Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License. Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Том 64. № 9 Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021. Vol. 64. No. 9

### содержание / солтептя

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Колмаков А.Г., Иванников А.Ю., Каплан М.А.,
Кирсанкин А.А., Севостьянов М.А. Коррозион-
ностойкие стали в аддитивном производстве 619
Запарий Вас.В., Мельников Н.Н., Гижевский Б.А.,
Запарий В.В. Вклад советской металлургии в со-
здание и начало серийного производства советского
тяжелого танка серии «КВ» (1939 – 1941 гг.) 651
Жучков В.И., Заякин О.В., Акбердин А.А. Перспек-
тивы использования бора в металлургии. Сообще-
ние 2 660
Науменко В.В., Сметанин К.С., Мунтин А.В., Бара-
нова О.А., Ковтунов С.В. Особенности формиро-
вания структуры и механических свойств в прокате
различной толщины из низкоуглеродистой микро-
легированной стали в условиях литейно-прокатно-
го комплекса 669

### ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагне-	
ровский параметр взаимодействия азота с хромом	
в жидких сплавах на основе никеля	693

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Kolmakov A.G., Ivannikov A.Yu., Kaplan M.A., Kir-	
sankin A.A., Sevost'yanov M.A. Corrosion-resistant	
steels in additive manufacturing	619

Zaparii Vas.V., Mel'nikov N.N., Gizhevskii B.A., Zaparii V.V. Contribution of soviet metallurgy to creation and serial production of KV heavy tank (1939 – 1941) .. 651

Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskaya M.V., Se-	
menchuk V.M. Modification of steel surface layer by	
electroslag surfacing using compounds with high melt-	
ing point	679
Sheshukov O.Yu., Kataev V.V. Influence of titanium and	
zirconium on structure and heat-resistance of low-car-	
bon iron-aluminium allovs	685

### PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner	
interaction coefficient between nitrogen and chromium	
in liquid nickel-based alloys	693
To the 70 <sup>th</sup> Anniversary of Konstantin Vsevolodovich	
Grigorovich	698

**МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАLLURGICAL TECHNOLOGIES** 



### Обзорная статья УДК 691.714.018.8 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-619-650



### Коррозионностойкие стали в аддитивном производстве

### А.Г. Колмаков, А.Ю. Иванников, М.А. Каплан,

### А.А. Кирсанкин, М.А. Севостьянов

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр. 49)

Аннотация. В данном обзоре рассмотрены основные методы получения сферических частиц порошка коррозионностойких сталей как материала, широко применяемого во всех отраслях промышленности. Также приведены примеры изделий, изготовленных современными аддитивными методами. В настоящее время сферические частицы порошка коррозионностойких сталей используются в следующих аддитивных методах: селективное лазерное плавление, селективное лазерное спекание, прямое лазерное спекание и электронно-лучевая плавка. Каждый из этих методов предъявляет свои требования к характеристикам сферических частиц порошка коррозионностойких сталей. В обзоре приведено краткое описание принципов работы каждого метода и требования, которые предъявляются к сферическим частицам порошка коррозионностойких сталей. Дано подробное описание каждого метода аддитивного производства с описанием принципа работы и конкретными примерами получения сферических частиц порошков коррозионностойких сталей с указанием их свойств (морфология, структурные особенности, химический состав, текучесть, насыпная плотность). Проведен сравнительный анализ с описанием недостатков и преимуществ каждого из методов. В конце обзора приведены примеры использования сферических частиц порошков коррозионностойких сталей для изготовления изделий различными аддитивными методами (включая постобработку) с описанием характеристик конечных изделий. На основе приведенных данных сделан вывод о предпочтительных методах получения сферических частиц порошков коррозионностойких сталей для конкретных аддитивных методов, используемых в современной промышленности. В обзоре рассмотрены следующие методы получения сферических частиц порошков: водная атомизация (распыление жидкого металла струей воды под давлением); газовая атомизация (распыление расплава струей инертного газа (аргона или азота) под давлением); центробежная атомизация (распыление расплавленного металла высокоскоростным вращающимся диском); ультразвуковая атомизация (распыление жидкого металла ультразвуком); бесконтактная атомизация (распыление жидкого металла мощным импульсом электрического тока); плазменное распыление проволоки; плазменное распыление вращающегося электрода; плазменная сфероидизация.

*Ключевые слова:* аддитивное производство, сферический порошок, порошковая металлургия, коррозионностойкие стали, свойства порошков, требования к сферическим частицам, свойства напечатанных изделий, сравнительный анализ

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-18-50183.

Для цитирования: Колмаков А.Г., Иванников А.Ю., Каплан М.А., Кирсанкин А.А., Севостьянов М.А. Коррозионностойкие стали в аддитивном производстве // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 619–650. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-619-650

**Review** article

# CORROSION-RESISTANT STEELS

A. G. Kolmakov, A. Yu. Ivannikov, M. A. Kaplan,

A. A. Kirsankin, M. A. Sevost'yanov

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

*Abstract.* This review discusses the main methods for producing spherical powder particles of corrosion-resistant steels as a material widely used in all industries. Also the examples of products made by modern additive methods are described. Currently, spherical powder particles of corrosion-resistant steels are used in the following additive methods: selective laser melting, selective laser sintering, direct laser sintering, and electron beam melting. Each of these methods has its own requirements for the characteristics of spherical powder particles of corrosion-resistant steels. The review provides a brief description of the principles of operation of each method and the requirements for spherical powder particles of corrosion-resistant steels. It also considers a detailed description of each method of additive manufacturing with a description of the principle of operation and specific examples of obtaining spherical particles of corrosion-resistant steel powders with indication of their properties (morphology, structural features, chemical composition, fluidity, bulk density). A comparative analysis was carried out with a description of disadvantages and advantages of each method. Examples of the use of spherical particles of corrosion-resistant steel powders for the manufacture of products by various additive methods (including post-processing) are given with description of the final products characteristics. Based on the data presented, a conclusion was made about the preferred methods for obtaining spherical particles of corrosion-resistant steel powders for specific additive methods used in modern industry. The review considers the following methods for

producing spherical powder particles: water atomization (atomization of liquid metal with a jet of water under pressure); gas atomization (atomization of the melt with a jet of inert gas (argon or nitrogen) under pressure); centrifugal atomization (atomization of molten metal with a high-speed rotating disc); ultrasonic atomization (atomization of liquid metal by ultrasound); non-contact atomization (atomization of liquid metal with a powerful pulse of electric current); plasma wire spraying; plasma spraying of a rotating electrode; plasma spheroidization.

*Keywords:* additive manufacturing, spherical powder, powder metallurgy, corrosion-resistant steels, powder properties, requirements for spherical particles, properties of printed products, benchmarking

Funding: The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research, project No. 20-18-50183.

For citation: Kolmakov A.G., Ivannikov A.Yu., Kaplan M.A., Kirsankin A.A., Sevost'yanov M.A. Corrosion-resistant steels in additive manufacturing. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 619–650. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-619-650

### Введение

Аддитивные технологии находят все более широкое применение во всех отраслях промышленности. С помощью них можно изготавливать изделия со сложной геометрической формой из полимеров, металлов и сплавов, керамики, композиционных материалов и различных органических материалов. Наибольший интерес в настоящее время вызывают методы аддитивного производства изделий из металлических материалов, в которых в качестве сырья применяется сферический металлический порошок. Такие методы характеризуются высоким коэффициентом использования материала (до 90%), в то время как при применении традиционных «вычитающих» технологий он обычно составляет не более 20 %. Основными характеристиками сферического порошка для 3D-печати являются сферичность, гранулометрический состав, химический состав, текучесть и насыпная плотность.

Коррозионностойкие стали, способные работать в условиях коррозионных сред и окисления при повышенных температурах, нашли широкое применение в аэрокосмической, атомной, судостроительной, химической, пищевой и многих других отраслях промышленности. В связи с этим в настоящее время достаточно большое внимание уделяется исследованию структуры и механических характеристик нержавеющих аустенитных сталей, получаемых с использованием аддитивных технологий [1 – 7].

В данной работе проведен аналитический обзор основных методов получения порошков из коррозионностойких сталей, широко применяемых в различных областях промышленности, а также используемых в аддитивном производстве деталей: селективном лазерном плавлении, селективном лазерном спекании, прямом лазерном спекании и электронно-лучевой плавке. Приведены примеры получения изделий из коррозионностойких сталей аддитивными методами, включая последующую обработку. Выделены предпочтительные методы получения порошков коррозионностойких сталей для аддитивных методов.

### Методы получения сферических порошков для аддитивного производства

В настоящее время сферический порошок коррозионностойких сталей может использоваться в следующих аддитивных методах: селективное лазерное плавление, селективное лазерное спекание, прямое лазерное спекание и электронно-лучевая плавка. Каждый из методов предъявляет свои требования к характеристикам сферического порошка. Основными характеристиками сферического порошка для 3D-печати являются сферичность, гранулометрический состав, химический состав, текучесть и насыпная плотность.

Существует два подхода получения сферических металлических порошков: диспергирование расплава и сфероидизация порошка нерегулярной формы. Метод сфероидизации заключается в обработке порошков, имеющих несферическую форму частиц, с помощью термической плазмы. Данный метод позволяет получать сферические порошки с заданным гранулометрическим составов. Однако он характеризуется невысокой производительностью. При диспергировании расплава происходит распыление расплавленного металла или сплава струей газа, жидкости или механическим воздействием. В данном обзоре рассмотрены следующие методы получения сферических порошков:

- газовая атомизация;
- водная атомизация;
- центробежная атомизация;
- ультразвуковая атомизация;
- бесконтактная атомизация;
- плазменное распыление проволоки;
- плазменное распыление вращающегося электрода;
- плазменная сфероидизация.

#### Газовая атомизация (Gas Atomization)

Методы газовой атомизации заключаются в распылении потока жидкого металла высокоскоростным газовым потоком. В качестве газа могут быть использованы воздух, аргон, азот, гелий или смеси газов. Азот в качестве газа-распылителя используют, в том числе, для получения сферических порошков сплавов с повышенным содержанием азота [8]. Расплавление металла в методах газовой атомизации происходит как с использованием тигля, так и без него. В бестигельной конфигурации применяется индукционная плавка электрода. Для получения порошков нержавеющих сталей плавление материала в основном осуществляется в тигле. При этом форсунки, используемые для распыления газа, могут иметь различные конфигурации. Наиболее распространенными являются распылители свободного падения (*free-fall-atomizer* – FFA), распылители с закрытой муфтой (*close-coupled atomizer* – CCA) и распылители газа под давлением (*pressure-gas atomizer* – PGA) [9–10] (рис. 1).

Метод газовой атомизации позволяет получать частицы порошка высокой степени сферичности размером до 120 – 150 мкм. В качестве недостатка метода можно отметить наличие мелкой фракции порошка (до 10 мкм), которая приводит к появлению на поверхности частиц сателлитов более крупного размера. Одним из технических решений снижения количества сателлитов является увеличение давления распыляющего газа. Так в работе [12] показана морфология частиц порошка, полученного методом газовой атомизации при различных давлениях распыляющего газа (рис. 2).

### Водная атомизация (Water Atomization)

Водная атомизация является самой высокопроизводительной из всех методов атомизации. Порошки нержавеющей стали получают путем плавления исходного материала в индукционной печи с последующим выливанием из индукционной печи в тигель, расположенный непосредственно над распылительными форсунками. Когда струи воды из распылительных форсунок сталкиваются с потоком расплавленного металла, возникает турбулентность, которая разбивает поток



Рис. 1. Схематичное изображение конфигурации процессов газового распыления [11]: *а* – газовая атомизация за счет сил свободного падения; *б* – газовая атомизация с закрытой муфтой; *в* – газовая атомизация под давлением

Fig. 1. Schematic representation of the configuration of gas spraying processes [11]: a - gas atomization by the forces of free fall;  $\delta - gas$  atomization with a closed sleeve;  $\epsilon - gas$  atomization under pressure



Рис. 2. Микроструктура поверхности порошков нержавеющей стали 316L, полученных методом газовой атомизации при различных давлениях распыляющего газа (*a*, *c* – 1,5 МПа; *б*, *d* – 2,7 МПа, *e*, *e* – 3,5 МПа) [12]

Fig. 2. Surface microstructures of 316L stainless steel powders obtained by gas atomization at various pressures of the spraying gas (a, c - 1.5 MPa;  $\delta, \partial - 2.7$  MPa, e, e - 3.5 MPa) [12]



Рис. 3. Схема процесса водного распыления [13]

на капли. Капли металла быстро затвердевают и формируют частицы порошка. Затем порошок собирается в камере в виде суспензии вода – порошок, которую впоследствии перекачивают в модуль дегидрирования. После дегидрирования порошок содержит примерно 5 – 6 % влаги. Для дальнейшего высушивания порошка необходимо применять дополнительные стадии сушки с помощью различных методов [13]. Схема процесса водного распыления представлена на рис. 3.

Схема процесса водной атомизации практически полностью идентична схеме газовой атомизации, только в качестве распылителя используется не газ, а струя

воды под большим давлением [14]. Существуют также различные конфигурации водных атомайзеров, отличающиеся в основном геометрией сопел. Типичная схема водной атомизации приведена на рис. 4.

Несмотря на высокую производительность, порошки, полученные методом водной атомизации, отличаются низким уровнем сферичности по сравнению со всеми остальными методами атомизации. Для сравнения на рис. 5 приведено изображение порошка 316L, полученного методом газовой и водной атомизации [15]. Видно, что частицы порошка, полученные методом водной атомизации, неоднородны по морфологии.



Fig. 4. Scheme of water atomization [14]

Fig. 3. Scheme of water spraying [13]



Рис. 5. Изображение порошка 316L, полученного газовой (a) и водной (б) атомизацией [15]

Fig. 5. Image of 316L powder obtained by gas (a) and water ( $\delta$ ) atomization [15]

В настоящее время порошки, полученные водной атомизацией, используются в основном в производстве изделий традиционными методами порошковой металлургии. Тем не менее такие порошки могут быть использованы и в методах аддитивного производства. В работе [16] сравнивались порошки стали 17-4 PH, полученные методами газовой и водной атомизации. Было показано, что подбор параметров печати и отбор порошка нужной фракции позволяет получать изделия методом селективного лазерного сплавления со схожими характеристиками как в случае использования порошка газовой атомизации, так и водной (рис. 6).

### Плазменная сфероидизация (Plasma spheroidization)

Для повышения уровня применения порошков водной атомизации в аддитивных технологиях в последнее время используется метод плазменной сфероидизации, который представляет собой вариант метода плазмо-



Рис. 6. Порошок 17-4 РН, распыленный разными методами: *a*, *б* – газовая атомизация; *в*, *г* – водная атомизация [16]

Fig. 6. Powder 17-4 PH sprayed by different methods:  $a, \delta$  – gas atomization; e, e – water atomization [16]



Fig. 7. Schematic representation of particles spheroidization [17]

химического синтеза наночастиц, используемого для получения частиц сферической формы. В методе плазменной сфероидизации порошок нерегулярной формы вводится в плазмотрон, в котором частицы порошка расплавляются и за счет сил поверхностного натяжения принимают сферическую форму (рис. 7) [17]. Таким образом в настоящее время сфероидизируют не только порошки водной атомизации, но и порошки, полученные механическими способами.

На рис. 8 показано изображение частиц порошка до и после сфероидизации. Видно, что после сфероидизации все частицы имеют сферическую форму, при этом фактически отсутствует мелкая фракция порошка. Одним из основных параметров метода сфероидизации является время нахождения частицы в зоне плазмы. Данный параметр варьируется скоростью подачи порошка в плазмотрон. На рис. 9 показаны частицы порошка после сфероидизации при разных скоростях подачи порошка в плазмотрон.

В процессе сфероидизации частицы порошка подвергаются значительному перегреву, что приводит к изменению химического состава [18]. В первую очередь происходит уменьшение количества углерода и серы (рис. 10, табл. 1).

### Плазменная атомизация (Plasma Atomization)

Методы плазменной атомизации, к которым относятся метод плазменного диспергирования проволоки (Plasma Atomization) (рис. 11) и метод плазменного диспергирования вращающегося электрода (Plasma Rotating Electrod Process, PREP) (рис. 12), в настоящее время используются в основном для получения порошков титана и титановых сплавов [19].

Оба метода позволяют получать порошок с частицами высокой степени сферичности без внешних и внутренних дефектов [19-21]. Однако метод плазменного распыления проволоки имеет диапазон размера частиц, более подходящий для аддитивных методов производства [22 – 25]. К особенностям метода плазменного распыления вращающегося электрода важно отнести высокие требования к геометрии самого электрода, скорости вращения которого достигают 50 000 об/мин. Размер получаемых методом PREP частиц напрямую определяется скоростью вращения электрода. Так в работе [26] на примере порошка 316L показано, что увеличение скорости вращения электрода приводит к уменьшению размера частиц порошка (рис. 13). Пример поперечного сечения порошков различных сплавов, полученных методом плазменного распыления вращающегося электрода при 8000 об/мин, представлен на рис. 14.



Рис. 8. Порошок 434L до (а) и после (б) сфероидизации [17]

Fig. 8. Powder 434L before (a) and after ( $\delta$ ) spheroidization [17]



Рис. 9. Изображения FESEM сфероидальных частиц порошка коррозионностойкой стали 316L после сфероидизации при различных скоростях подачи порошка, г/мин: 60 (*a*); 50 (*б*); 40 (*в*); 30 (*г*) [18]





Рис. 10. Порошок 316L до (*a*) и после (б, в, г) сфероидизации [18]

Fig. 10. Powder 316L before (a) and after ( $\delta$ ,  $\epsilon$ ,  $\epsilon$ ) spheroidization [18]

Таблица 1

### Химический состав 316L до и после сфероидизации [18]

Порошок				Химич	еский со	став, %			
	С	Si	Mn	Cr	Ni	Р	S	Mo	Fe
Стандарт	≤0,03	≤1,00	≤2	16 - 18	10 - 14	≤0,035	≤0,03	2 - 3	Основа
Необработанный	0,03	0,74	0,300	17,32	12,25	0,027	0,0070	2,24	Основа
Сферодизированнный	0	1,10	0,075	17,58	13,53	0,032	0,0049	2,94	Основа

### Table 1. Chemical composition of 316L before and after spheroidization [18]

В методах плазменного распыления применяется термическая плазма, которая создается потоком инертного газа. Распыляемое тело (проволока, пруток, вращающийся электрод) помещается в зону плазменного потока, в результате чего происходит образование капель расплава, которые, остывая, кристаллизуются в сферические частицы. При этом протекают различные процессы тепло- и массопереноса. Свойства получаемого порошка определяются параметрами процесса распыления, такими как тип плазмообразующего газа, скорость потока газа, ток и напряжение плазмообразующей дуги, относительное расположение плазменного потока и распыляемого тела. Последний параметр важен, поскольку плазменный поток имеет выраженный градиент по температуре и, таким образом, варьируя расположение плазмотрона, можно изменять количество энергии, получаемое распыляемым телом [28].

## Ультразвуковая атомизация (Ultrasonic atomization)

Ультразвуковые атомайзеры характеризуются небольшой производительностью (до 0,3 литра порошка в час) и представляют собой компактную систему получения сферического порошка (рис. 15) [29]. В качестве исходного сырья используется металлический пруток диаметром до 10 мм или проволока диаметром до 2 мм, которые подаются на подложку, вибрирующую с ультразвуковой частотой.

В настоящее время ультразвуковая атомизация используется в основном для получения порошков легко-



Рис. 11. Плазменная атомизация [21]

Fig. 11. Plasma atomization [21]



Рис. 12. Метод плазменного диспергирования вращающегося электрода [20]

Fig. 12. Method of plasma dispersion of rotating electrode [20]



Рис. 13. Зависимость среднего размера частиц порошка и скорости вращения электрода, об/мин: *I* – 8000; *2* – 10 000; *3* – 12 000; *4* – 14 000 [26]



плавких сплавов. Для повышения производительности и получения порошков коррозионностойких сталей в работе [30] предложен новый процесс лазерного распыления с ультразвуковой вибрацией для получения мелкодисперсного металлического порошка со средним диаметром частиц около 75 – 95 мкм (рис. 16). Процесс распыления металла происходит за счет воздействия облучения высокомощного лазера и вибрации подложки с ультразвуковой частотой. Лазерное облучение вибрирующей подложки вызывает плавление поверхности и выброс мелких капель. Представлены предварительные результаты распыления нержавеющей стали AISI 316 с использованием СО<sub>2</sub>-лазера мощностью 950 Вт и частотой вибрации 20 кГц. На средний размер частиц и распределение по размерам не оказывает значительного влияния вибрационное смещение, соответствующее капиллярной волне теории атомизации. Микроструктура более крупных распыленных частиц демонстрирует мелкую дендритную структуру на поверхности и усадочную пористость в центре частиц, что указывает на множественное поверхностное зародышеобразование для затвердевания.

# Центробежная атомизация (Centrifugal atomization)

Метод центробежной атомизации включает плавку исходного материала и получение расплава, который дозировано подается на быстро вращающийся в горизонтальной плоскости диск. На диске происходит



Рис. 14. Морфология поперечного сечения порошков сплава по данным синхротронной рентгеновской КТ при 8000 об/мин: Ti – 6Al – 4V (*a*); Co – Cr – Mo (*б*); Сталь 316 (*в*). Морфология поперечного сечения порошков сплава с помощью SEM: Ti – 6Al – 4V (*г*); Co – Cr – Mo (*d*); Сталь 316 (*е*) [27]

Fig. 14. Morphology of cross-section of the alloy powders according to the data of synchrotron X-ray CT at 8000 rpm: Ti - 6Al - 4V(a); Co - Cr - Mo ( $\delta$ ); steel 316 (e). Morphology of cross-section of the alloy powders using SEM: Ti - 6Al - 4V(e); Co - Cr - Mo ( $\delta$ ); steel 316 (e) [27]



Fig. 15. Ultrasonic atomization [29]

диспергирование расплава на капли с последующим их охлаждением и затвердеванием в газе с образованием частиц порошка. Данный метод считается технически сложным за счет высоких капитальных затрат на создание подобных установок, в первую очередь обусловленных большими размерами камеры (диаметром до 10 м) [31]. Типичная схема метода центробежной атомизации приведена на рис. 17. На рис. 18 представлена центробежная атомизация стали при скорости 70 кг/мин для получения порошка размером 100 мкм.

Метод центробежной атомизации применяется сейчас крайне редко, так как полученный порошок имеет



Рис. 16. Получение сферического порошка 316L модернизированным методом ультразвуковой атомизации [30]

Fig. 16. Obtaining a spherical powder 316L by the modernized method of ultrasonic atomization [30]

широкий разброс по размерам и несферическую форму, что делает его непригодным для применения в аддитивных технологиях.

Плазменные методы позволяют получать порошок хорошего качества [33], однако низкая производительность делает их нерентабельными. Метод плазменной сфероидизации применяется сейчас для придания частицам порошка характеристик, которые позволят использовать их в 3D-печати.

Как видно из табл. 2, с точки зрения химического состава методы газовой атомизации предпочтительнее. Порошки, полученные водной атомизацией, имеют крайне высокий процент содержания кислорода и углерода.

Можно отметить, что методы газовой атомизации останутся наиболее распространенными для полу-



Рис. 17. Схема метода центробежной атомизации [32]

Fig. 17. Scheme of centrifugal atomization [32]



Рис. 18. Центробежная атомизация стали при скорости 70 кг/мин для получения порошка размером 100 мкм [31]

Fig. 18. Centrifugal atomization of steel at a speed of 70 kg/min to obtain the powder with size of 100 microns [31]

Таблица 2

### Химический состав порошков стали 316 L, получаемых разными вариантами метода плазменной сфероидизации [33]

Пополном					Химиче	еский со	став, %				
порошок	С	Ο	N	S	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	Р	Fe
316L VIGA	0,010	0,028	0,018	0,005	0,05	18,0	14,2	1,40	2,9	0,004	Bal
316L GA	0,013	0,066	0,140	0,007	0,70	16,5	12,3	1,50	2,5	0,020	Bal
316L WA	0,033	0,240	0,044	0,005	0,80	16,9	12,7	0,17	2,2	0,020	Bal

Table 2. Chemical composition of 316 L steel powders obtained by different versions of plasma spheroidization [33]

чения сферических порошков нержавеющих сталей. В первую очередь это обусловлено соотношением качество порошка/производительность метода. Порошки, полученные методом газовой атомизации, могут быть использованы в аддитивных технологиях без дополнительной обработки.

По методу бесконтактной атомизации (распыление жидкого металла мощным импульсом электрического тока) порошки из нержавеющих сталей для аддитивных технологий не производят.

Водная атомизация является также одним из высокопроизводительных методов атомизации, но порошки, полученные этим методом, отличаются низким уровнем сферичности по сравнению со всеми остальными методами атомизации. Для повышения уровня использования порошков водной атомизации в аддитивных технологиях в последнее время применяется метод плазменной сфероидизации.

Остальные методы получения сферических порошков нержавеющих сталей применяются в исключительных условиях.

### Аддитивные методы получения деталей

Аддитивное производство заключается в построении трехмерной детали по цифровой модели путем постепенного добавления тонких слоев материала [34 – 35]. Эта уникальная особенность позволяет производить сложные детали без необходимости использования дорогостоящих оснасток или пресс-форм, таких как пуансоны, штампы, а также снижает потребность в дальнейших стадиях обработки. Кроме того, значительное сокращение количества деталей может быть достигнуто за счет устранения или уменьшения необходимости сборки нескольких компонентов. Также детали могут производиться по требованию заказчика, что сокращает необходимость в большом количестве запасных частей и время выполнения работ по замене критически важных или устаревших компонентов. По этим причинам аддитивное производство в настоящее время широко признано в качестве новой парадигмы проектирования и производства высокоэффективных компонентов для аэрокосмической, медицинской, энергетической и автомобильной промышленности. Аэрокосмические приложения включают сложные топливные форсунки, которые ранее требовали сборки нескольких деталей, и легкие инженерные конструкции, которые приводят к значительной экономии. Медицинские и дентальные имплантаты, производимые аддитивным производством, предлагают значительные улучшения в интеграции, биосовместимости и возможности использования устройств, совместимых с пациентом, полученных на основе собственной медицинской визуализации пациента. Автомобильное применение включает прототипирование, быстрое изготовление и ремонт промышленного оборудования.

### Процессы аддитивного производства

Процессы аддитивного производства по способу печати делятся на два типа, определенные стандартом ASTM F2792 [36]:

– прямой подвод энергии и материала [37] (*Directed Energy Deposition* – DED);

- синтез на подложке [37] (Powder Bed Fusion – PBF).

Также классификация осуществляется по первичному источнику нагрева:

- лазерный источник (Laser - L);

- электронно-лучевой источник (*Electron Beam* – EB);

- плазменно-дуговой источник (*Plasma Arc* - PA);

– газово-дуговой источник (*Gas Metal Arc* – GMA).

В основном в аддитивном производстве используются процессы с такими сочетаниями способа печати и источников нагрева, как PBF-L, PBF-EB, DED-L, DED-EB, DED-PA и DED-GMA [38].

Дополнительное различие можно провести между процессами прямого аддитивного производства, которые начинаются с компьютерной модели и производят сетчатую фасонную деталь, и косвенными процессами, которые начинаются с компьютерной модели для печати промежуточной детали, а затем требуют дополнительных промежуточных стадий обработки, таких как литье, объемное спекание или механическая обработка для получения сетчатой фасонной детали. В то время как почти все области применения металлических деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, требуют определенной степени постобработки, термообработки и финишной обработки, процессы PBF и во многих случаях процессы DED можно считать финальными. Процессы DED также часто используются для получения больших полых форм, требующих обширной механической обработки для создания уникальных свойств. Струйная обработка связующего и ультразвуковое аддитивное производство (*Ultrasonic Additive Manufacturing* – UAM) считаются косвенными процессами обработки металлов [39 – 41].

В аддитивном производстве в качестве исходного сырья обычно используют порошок, который либо засыпается послойно и плавится источником энергии, либо подается непосредственно в место печати, или проволоку, подающуюся в место печати. Понимание процессов аддитивного производства необходимо для выбора правильного метода печати изделий для целевого применения. Далее представлены основные принципы методов аддитивного производства и их особенности.

На рис. 19 показан схематический вид процесса DED-L с порошком, используемым в качестве исходного материала [42]. При DED-L порошок обычно подается в место плавки и за счет воздействия лазерного луча создает расплавленную ванну для нанесения материала послойно или по частям на подложку или пластину. В процессе DED-L используется защитный газ для защиты расплавленного металла от окисления и переноса потока порошка в расплавленную ванну [42 – 51]. В процессе DED-EB (рис. 20) коммерческая проволока осаждается в расплавленную ванну благодаря электронному лучу. Большая вакуумная камера обеспечивает высокую чистоту технологической среды во время сборки и охлаждения. В процессах DED-PA или DED-GMA в качестве источника тепла используется электрическая дуга, а в качестве исходного материала присадочная проволока, аналогичная при сварке плавлением [52-55]. Эти процессы состоят из источника питания, системы подачи проволоки и интегрированной многоосевой системы управления относительным перемещением сборки и источника тепла (рис. 21). Во всех этих процессах DED 3D-деталь изготавливается послойно после ввода оцифрованной геометрии из файла системы автоматизированного проектирования (САПР). Расстояние между сфокусированным лучом и поверхностью сборки поддерживается синхронизированным многоосевым движением приспособления, удерживающего подложку и источник тепла во время послойного осаждения. Детали с выступающими элементами могут также требовать соответствующие поддерживающие конструкции для предотвращения искажений [56]. Условия обработки, такие как скорость сканирования источника тепла и скорость подачи исходного материала, либо задаются заранее, либо контролируются в процессе соответствующими датчиками. После процесса осаждения изготовленная деталь удаляется с подложки механическим способом. После снятия детали с подложки может потребоваться дальнейшая обработка поверхности для достижения желаемого качества поверхности. Основные используемые в настоящее время схемы показаны на рис. 19 – 21 [56 – 57].

Проведение процесса PBF-L начинается с твердотельной или поверхностной CAD-модели (рис. 22) [60 – 64]. Ориентируясь в объеме сборки, она разрезает плоскость на слои, чтобы включить опорные конструкции и определить путь сканирования на основе заранее заданного набора параметров для конкретного материала и конкретной конфигурации машины (рис. 22). Деталь образуется путем плавки тонких слоев порошка и наплавки слоев на слой этого порошка под компьютерным управлением в инертной камере, постепенно понижая ось Zпосле каждого слоя [65]. Плавление происходит растровым движением лазерного источника тепла с помо-



Рис. 19. Прямой подвод энергии и материала с использованием лазерного источника тепла (DED-L) [55]

Fig. 19. Directed energy deposition + laser (DED-L) [55]



электронно-лучевого источника тепла (DED-EB) [58]

Fig. 20. Directed energy deposition + electron beam (DED-EB) [58]



Рис. 21. Прямой подвод энергии и материала с плазменно-дуговым или газово-дуговым источником тепла (DED-GMA / DED-PA) [59]

Fig. 21. Directed energy deposition + gas metal arc / plasma arc (DED-GMA / DED-PA) [59]

щью управляемых гальванометром зеркал, в результате чего плавятся и затвердевают перекрывающиеся треки расплава.

Наиболее распространенным вариантом реализации процесса PBF-L является метод селективного лазерного плавления, принцип работы которого основан на послойном расплавлении порошкового материала посредством мощного лазерного излучения. Метод селективного лазерного плавления состоит из двух основных этапов производства – моделирование изделия и его непосредственная печать. В отдельных случаях применяются различные виды постобработки, хотя важно отметить, что одним из преимуществ метода является отсутствие необходимости в последующей обработке. На первом этапе создается цифровая трехмерная модель изделия. Затем специальная программа превращает цифровую модель в серию тонких слоев и адаптирует их к определенному типу СЛП принтера. Далее начинается непосредственно стадия производства.

Лазер высокой мощности через систему отклоняющих зеркал рисует на слое сечение модели, соответствующее текущему слою цифровой модели. Мощность



Рис. 22. Синтез на подложке с использованием лазерного источника тепла (PBF-L) [65]

лазера устанавливается таким образом, что частицы металлического порошка сплавляются в полностью однородную массу. Качество получаемых методом селективного лазерного плавления изделий может сильно зависеть от свойств каждого трека и слоя. Выбор толщины слоя определяется размерами частиц порошка и степенью его усадки в процессе синтеза. На процесс плавления также влияют параметры обработки, такие как мощность лазера, скорость и направление сканирования, интервал сканирования (ширина сканирования), температура порошкового слоя, а также свойства самого порошка. Размер порошка выбирается как баланс между достижением равномерной укладки и обеспечением хорошей текучести. Крупные частицы порошка приводят к плохой укладке, а мелкие частицы способны легко агломерироваться под действием сил Ван-дер-Ваальса, что приводит к плохой текучести порошка и, следовательно, плохой подаче порошка. Принципиальная схема установки селективного лазерного плавления представлена на рис. 23 [66].

В основном детали, изготовленные методом селективного лазерного плавления, имеют внутренние напряжения, наличие и величина которых зависят от множества параметров, например, геометрии изделия, скорости нагрева и охлаждения, коэффициента термического расширения, фазовых и структурных изменений в металле. Для уменьшения внутренних напряжений можно использовать нагревательные элементы, которые обычно располагаются внутри установки вокруг подложки или питателя с порошком. Нагрев порошка также позволяет удалить адсорбированную влагу с поверхности частиц и тем самым уменьшить степень окисления. Если этого недостаточно, то применяют последующую термическую обработку, например, отжиг



Рис. 23. Принципиальная схема установки селективного лазерного плавления [66]

Fig. 23. Scheme of the unit of selective laser melting [66]

или горячее изостатическое прессование. Таким образом, разработка технологии получения и обработки сферического порошка с заданными свойствами является актуальной и все еще мало изученной задачей.

Метод селективного лазерного плавления позволяет печатать имплантаты с заданной пористостью. В настоящее время исследованию различных структур, пор и их влиянию на свойства изделий посвящено множество работ.

Высокотемпературные градиенты при печати приводят к тому, что высокие остаточные напряжения значительно изменяются от слоя к слою [67]. Уровень остаточных напряжений зависит от свойств материала, геометрии образцов, несущих конструкций и технологических параметров. Этот уровень может быть минимизирован путем правильного подбора режимов предварительного нагрева и стратегий сканирования для уменьшения градиента температур, но наиболее эффективным методом является снятие внутренних напряжений в результате дополнительной термической обработки. Так для снятия внутренних напряжений образцы стали 316L, полученные методом селективного лазерного плавления, подвергают отжигу при температуре от 650 до 1100 °C в течении 1 – 5 ч и дальнейшему медленному охлаждению. В работе [68] для снятия напряжений в образцах из стали 316L также рассматривали отжиг при 900 °C с охлаждением в печи, но для предотвращения неблагоприятной миграции высокоугловых границ при выдержке в печи рекомендовали отжиг при 800 °С с увеличением времени выдержки до 5 ч и последующим охлаждением в печи.

Поскольку пористость снижает эксплуатационные свойства материалов, то количество пор должно быть уменьшено до минимального значения. Поэтому после селективного лазерного плавления часто применяют горячее изостатическое прессование (ГИП), которое значительно увеличивает сопротивление циклическим нагрузкам [69].

В исследовании [70] показано, что повторное плавление изделия из стали 316L позволяет значительно снизить технологическую индуцированную пористость. В целом, оптимизированные режимы селективного лазерного плавления могут обеспечивать вполне хорошую плотность с минимальной пористостью, но в настоящее время чаще всего для этой цели используют ГИП [71].

Процесс селективного лазерного спекания также является методом PBF-L и имеет много общего с процессом селективного лазерного плавления. Метод селективного лазерного спекания (СЛС) позволяет также из порошков различных материалов получать сложные по геометрии изделия слой за слоем. Ключевое отличие заключается в том, что при использовании СЛС частицы порошка не плавятся полностью, а происходит спекание соседних частиц. В настоящее время метод СЛС также широко применяется для печати металлических



Fig. 24. Schematic representation of selective laser sintering [72]

изделий [72]. Схематичное изображение процесса селективного лазерного спекания показано на рис. 24.

Реализация процессов PBF-EB и PBF-L является сходной, но в качестве источника тепла используется электронный луч (EB) в вакуумной камере. Электромагнитные катушки растрируют электронный луч по каждому слою порошка. Процесс основан на двухэтапной последовательности: сначала происходит спекание каждого слоя порошка для предотвращения электростатического заряда и отталкивания частиц порошка, а затем осуществляется дополнительный проход плавления области. Поскольку порошок сплава уже спечен на слое, который выдерживается при повышенной температуре, процессы PBF-EB позволяют использовать более высокую скорость сканирования луча. Ограничение состоит в необходимости использования электропроводящего порошка. Сканирование луча в процессе PBF для каждого слоя может следовать различным шаблонам, таким как однонаправленный, двунаправленный, спиральный, зигзагообразный и поперечный.

Процесс UAM [73 – 74] включает соединение металлических листов между собой с помощью ультразвуковых колебаний под действием постоянной силы. Характерная технологическая схема такого варианта показана на рис. 25 [75]. Металлические листы размягчаются теплом, генерируемым ультразвуковыми колебаниями, и соединяются в твердое состояние. В процессе AT со струйным связующим [76] струя жидкого связующего подается струйной печатающей головкой на слой порошкового сплава, как показано на рис. 26 [77]. Затем связующее отверждается для удержания порошка и изготовления компонента.

Доставка исходного материала зависит от конкретного технологического процесса. В процессе DED-L порошок сплава подается соосно лазерному лучу с помощью набора сопел. В процессах на основе PBF твердые порошки часто используются повторно, чтобы избежать потерь, которые могут привести к плохой поверхности и плохим механическим свойствам конечной детали. В отличие от порошковых процессов, процесс DED-GMA аналогичен процессам сварки плавлением на основе присадочной проволоки. Газовая дуговая сварка металлов, особенно с короткозамкнутым режимом переноса металла, обычно используется для процесса DED-GMA из-за более низкой мощности дуги по



Рис. 25. Ультразвуковое аддитивное производство (UAM) [75]

Fig. 25. Ultrasonic additive manufacturing (UAM) [75]



Рис. 26. Струйная печать посредством нанесения порошка и склеивания его связующим веществом [78]

Fig. 26. Binder jet process [78]

сравнению с другими режимами переноса металла. Для осаждения из титановой присадочной проволоки при реализации процесса DED-PA плазменная дуга также используется и в качестве источника тепла, чтобы избежать ее нестабильности [54]. Широкий выбор на рынке и низкая цена присадочной проволоки по сравнению с порошками сплавов делают процессы DED-GMA или PA менее дорогими. В процессе UAM исходное сырье поставляется в виде рулонного листа или фольги, обычно в диапазоне толщин 0,5 – 1,0 мм [73 – 74].

В процесс DED-Е входит такой метод, как электронно-лучевая наплавка. Сущность электронно-лучевой наплавки заключается в нагреве материала и поверхности детали потоком электронов, обеспечивающем высококонцентрированное вложение энергии в нагреваемую поверхность [79]. Малый объем обрабатываемого металла и кратковременность теплового воздействия обеспечивают незначительную деформацию обрабатываемой детали. При этом толщина наплавленного слоя может составлять от нескольких десятых миллиметра до 1,0 – 1,5 мм на сторону (рис. 27).

Метод лазерной наплавки металла применяется при формировании износостойких покрытий на поверхности изделий. Износостойкая поверхность может включать смесь множества различных биосовместимых материалов. Кроме того, функционально-градиентные слои материалов могут быть использованы для формирования износостойкой поверхности. Износостойкая поверхность обеспечивает долговечность устройства, особенно при нанесении на опорные поверхности, такие как опорные поверхности искусственного сустава или опорные поверхности зубного имплантата [79 – 80].

Процессы АТ также характеризуются временем их производства, максимальным размером компонента, который может быть изготовлен, способностью производить сложные детали и такими качествами продукта, как дефекты и точность размеров. Высокое время производства порошковых деталей вызвано ограниченной скоростью подачи порошка, скоростью сканирования и небольшой толщиной каждого слоя. В отличие от порошка, методы с использованием проволоки позволяют относительно более высокую скорость массового потока (осаждения). В результате процессы на основе порошка считаются пригодными для изготовления относительно небольших деталей, а процессы на основе проволоки – для изготовления крупногабаритных деталей более 10 кг [54].

Хорошая обработка поверхности и способность создавать сложные элементы считаются особым достоинством процессов АТ на основе порошка из-за небольшого размера его частиц. Использование лазерного и электронного пучка дополнительно позволяет контролировать плавление и затвердевание порошка, что приводит к хорошей точности размеров. Факторы, влияющие на качество поверхности для порошковых систем, включают тип сплава, форму порошка, размер и морфологию, а также размеры фокусного пятна лазерного или



Рис. 27. Схема работы метода электронно-лучевой наплавки [79]

электронного пучка и другие технологические и конструктивные параметры. Как указано выше, процессы на основе проволоки с высокой скоростью осаждения, способные производить крупные компоненты, требуют больших расплавленных бассейнов и имеют большие слоистые сварные швы и, соответственно, шероховатость поверхности. Поэтому для методов с использованием проволочного сырья необходима дальнейшая механическая обработка, в то время как для методов с использованием порошка либо требуется небольшая обработка, либо вообще не требуется дальнейшая обработка.

Процесс UAM все еще находится в зарождающемся состоянии и на сегодняшний день нашел лишь несколько коммерческих применений [39]. Внимание исследователей и производства сосредоточено на аддитивном производстве на основе порошка и проволоки.

В табл. 3 показано сравнение методов на основе DED и PBF. На практике процесс выбирается с учетом желаемого размера продукта, качества и общих затрат, связанных с производством.

Подведя итог, можно сказать, что аддитивные процессы с порошком в качестве исходного материала обычно используются для изготовления очень сложных изделий с достаточно хорошей поверхностью, однако процесс изготовления очень медленный, а порошковое сырье стоит дорого [39]. Процессы на основе проволоки и металлических листов протекают быстро, но не обладают достаточной точностью при соблюдении размеров, а это приводит к дефектам и плохой поверхности, особенно для деталей сложной формы, поэтому необходимы дополнительные стадии обработки [39].

Таким образом, различные методы печати необходимы для изготовления деталей со сложными внутренними и внешними контурами, а также для работы со сплавами, которые трудно отливать и подвергать горячей обработке давлением и механической обработке или изготавливать традиционными методами порошковой металлургии.

### 🗧 Материалы для аддитивных методов

В качестве исходного материала в лазерных и электронно-лучевых методах используют порошки. Порошок должен обеспечивать легкость подачи и контролируемую плавку. Подача смеси нескольких порошков сплавов в заданном соотношении дополнительно позволяет построить деталь с градиентом соста-

Таблица З

Сравнение двух основных категорий процессов аддитивного производства металлических компонентов: направленное энергетическое осаждение (DED) и плавление в порошковом слое (PBF)

Π	Процесс							
Показатель		PBF						
Исходное сырье	Порошок	Провс	олока	Порошок				
Источник тепла	Лазер	Е-луч	Электрическая дуга	Лазер	Е-луч			
Номенклатура	DED-L	DED-EB	DED-PA/DED-GMA	PBF-L	PBF-EB			
Мощность, Вт	100 - 3000	500 - 2000	1000 - 3000	50 -	1000			
Скорость, мм/с	5 - 20	1 - 10	5-15	10 –	1000			
Максимальная скорость подачи, г/с	0, 1 - 1, 0	0,1 – 2,0	0,2 – 2,8		_			
Максимальный размер сборки, мм×мм×мм	2000×1500×750	2000×1500×750	5000×3000×1000	500×2	80×320			
Производительность	Высокая	Средняя	Низкая	Выс	сокая			
Точность размеров, мм	0,5 - 1,0	1,0 - 1,5	Сложные функции невозможны	0,04	-0,2			
Шероховатость поверхности, мкм	4 – 10	8 - 15	Нуждается в механической обработке	7 – 20				
Постобработка	ГИП и поверхност- ное шлифование редко требуются	Поверхностное шлифова- ние и обработка тре- буются для достижения лучшей отделки	Механическая обработка необходима для изготов- ления конечных деталей	ГИП редко требуется для уменьшения пористости				
Литературные источники	[42 - 47]	[48-51]	[52 - 55]	[60	- 64]			

 Table 3. Comparison of two main categories of metal components additive manufacturing:

 directional energy deposition (DED) and powder layer fusion (PBF)

ва/свойств. Однако производство высококачественных порошков остается проблемой из-за их высокой площади поверхности и восприимчивости к окислению. Поэтому очень важна оценка технологических путей получения порошков сплавов и их соответствующих характеристик.

На качество аддитивно изготовленных деталей существенное влияние оказывают характеристики исходных материалов [81 – 82]. К таким характеристикам относятся форма, гранулометрический состав, морфология поверхности, состав и текучесть порошков [83]. На рис. 28 схематично представлена различная форма частиц в зависимости от двух параметров: сферичности – степень приближения формы гранулы к сфере (чем выше объект, тем выше сферичность) и округлости – степень относительной закругленности углов гранулы (чем правее объект, тем выше округлость) [84]. Для обеспечения компактной укладки частиц в объеме и хорошей текучести, которая необходима для подачи порошка во время процесса печати, необходимо получать порошок с максимальной сферичностью и округлостью.

Для принтеров технологии послойного селективного лазерного плавления СЛП требуются порошки с размером частиц 10 – 40 мкм, электронно-лучевого плавления EBM – 40 – 60 мкм, лучевого/электронно-лучевого прямого осаждения материала – 20 – 150 мкм [85].

Для изучения формы и морфологии поверхности части порошка используется сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), рентгеновская дифрактометрия и компьютерная томография (КТ). Лазерная дифракция и метод просеивания используются для обеспечения гранулометрического состава порошков [86]. Текучесть и насыпную плотность порошков измеряют расходомером Холла [87 – 88].



Рис. 28. Диаграмма Крумбьена-Шлосса для визуального определения сферичности и округлости [84]

Fig. 28. Crumbien–Schloss diagram for visual determination of sphericity and roundness [84]

Качество исходных материалов зависит от процесса их изготовления.

### Изделия из нержавеющих стальных порошков, полученные методами аддитивного прототипирования

### Применение нержавеющих сталей при аддитивном производстве деталей и компонентов

Эволюция современной промышленности в концепции Индустрия 4.0 основана на интенсивном применении различных способов аддитивного прототипирования, базирующихся на компьютерных трехмерных моделях объектов и их производстве по средствам сплавления порошковых материалов. Учитывая специфику данного обзора, в текущем разделе приводится информация о практических приложениях (примерах), в которых используются нержавеющие порошковые материалы, проводится анализ данных о структуре и свойствах изделий, полученных аддитивными методами сплавления.

Интенсивное развитие цифровых технологий и оборудования для трехмерного прототипирования изделий из металлических материалов с использованием энергии лазерного и электронного излучения расширяет сферы практического применения порошков нержавеющих сталей для изготовления деталей, используемых в аэрокосмической, автомобильной промышленности, судостроении, нефтегазовой отрасли, и при изготовлении медицинских изделий, включая импланты. Расширение сферы применения технологий аддитивного прототипирования в первую очередь связанно с повышением спектра представленного на рынке оборудования для аддитивного производства и, следовательно, увеличением доступности и снижением стоимости производства [89-91]. Кроме того, получаемые газовой атомизацией, имеющиеся на рынке порошки традиционных нержавеющих сталей адаптированы для большинства современных аддитивных установок.

Анализ практических областей применения нержавеющих сталей при аддитивном производстве деталей и компонентов показывает, что все ключевые отрасли, такие как аэрокосмическая, автомобильная, судостроительная, нефтегазовая, машиностроительная, а также медицинская (стоматология и медицинские имплантаты, а также инструмент, катетеры и др.) активно внедряют технологии производства деталей сложной формы из нержавеющих сталей [92 – 93].

Поэтому, несмотря на активное замещение стальных деталей в авиации, использование методов оптимизации веса конструкций и возможность производства оптимизированных конструкционных элементов с использованием нержавеющих стальных порошков позволяет снижать их вес до 25 % [89] при сохранении необходимых прочностных характеристик. Это существенно сказывается на массе самолета, а, следовательно, позволяет снизить выброс CO<sub>2</sub>.

В автомобильной промышленности [94] использование аддитивных методов прототипирования связанно с изготовлением опытных конструкционных элементов при производстве прототипов суперкаров. Однако последние экономические исследования, учитываюцие стоимость порошковых материалов, оборудования и технологического цикла показывают, что производство запасных частей (шарниров равных угловых скоростей, стоек, шестерней, распределительных колпачков) становится экономически целесообразным.

В нефтегазовой отрасли практическое применение аддитивных технологий нашло место при изготовлении запасных частей, например на удаленных буровых установках [89]. Кроме того, использование нержавеющих порошковых материалов активно применяется при проектировании и изготовлении новых элементов установок для добычи, переработки и транспортировки нефти и газа.

В судостроении методы аддитивного прототипирования с использованием нержавеющих сталей находят широкое применение, так как позволяют создавать изделия, имеющие высокие рабочие характеристики для эксплуатации в условиях морской среды [95]. В настоящее время порошковые аддитивные принтеры широко используются в ремонтных мастерских на авианосцах, а также планируются к монтажу на современных атомных ледоколах. В Российской Федерации ведущее предприятие в области материаловедения для судостроения НИИ ЦМ «Прометей» активно ведет научно-прикладные изыскания в области аддитивного производства с использованием нержавеющих сталей, в том числе отечественного производства [96].

В медицинских приложениях аддитивные технологии используются при изготовлении персонализированных имплантатов, специального инструмента и др. [89].

Анализ существующих областей применения деталей из нержавеющих сталей показывает, что условия их работы отличаются широким диапазоном температур, воздействием различных коррозионных сред. Поэтому особое внимание уделяется оценке влияния режимов производства на структуру и свойства материалов, формируемых в процессе послойного сплавления и наплавки нержавеющих стальных порошков. В связи с этим рассмотрены особенности структуры, механических свойств, коррозионной и износостойкости образцов коррозионностойких сталей, полученных методами аддитивного прототипирования.

### Особенности структуры коррозионностойких сталей, полученных методами аддитивного прототипирования

В настоящее время аддитивная промышленность использует широкий спектр нержавеющих сталей, которые разделяются согласно общепринятой классификации на аустенитные, дуплексные и дисперсионно-твердеющие стали. Структура сталей, полученных методами аддитивного прототипирования, является ячеистой и дендритной, что определяется градиентом температур в процессе послойного сплавления (PBF-L). Поэтому фиксация равноосной структуры в процессе аддитивного прототипирования затруднена наличием градиента температур. На рис. 29 показана типичная микроструктура в зависимости от исполь-



Рис. 29. Обзор типичных микроструктур различных сталей, полученных традиционным способом и после аддитивного производства

Fig. 29. Overview of typical microstructures of various steels obtained by traditional method and after additive manufacturing

зуемого материала и способа аддитивного прототипирования [97].

Анализ микроструктуры аустенитных сталей свидетельствует о фиксации некоторого количества феррита, который располагается в столбчатых дендритах, являющихся δ-ферритом внутри аустенитной матрицы. Такие фазы обнаружены в аустенитной стали 304L, напечатанной методом DED-L [98]. Выделение избыточного хрома и молибдена на границы фронта затвердевания способствует фиксации в структуре феррита. Для регулирования объема ферритной фазы необходимо повышение скорости охлаждения перегретого расплава, так как при высоких скоростях охлаждения не происходит перераспределение хрома и молибдена [99]. Применение постобработки напечатанных образцов и изделий способствует выравниванию химического состава и стабилизации в структуре аустенита.

После послойного лазерного сплавления порошка (PBF-L) дуплексной стали марки 2507SAF (Fe<sub>25</sub>Cr<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub>Mn) в структуре зафиксирован феррит с незначительным содержанием аустенита [100]. Термическая обработка при 1200 °C приводит к желаемой микроструктуре  $\alpha + \gamma$ , а также к образованию выделений  $\sigma$ -фазы.

Для дисперсионно-твердеющих стали 17-4 PH анализ микроструктуры [101], формируемой в процессе послойного лазерного сплавления (PBF-L), свидетельствует о существенной роли газа, используемого в камере при построении образцов. Так осуществление процесса построения в среде аргона приводит к фиксации в структуре образцов незначительного количества остаточного аустенита (менее 8 %). Построение лабораторных образцов в среде азота приводит к фиксации в структуре значительного количества аустенита, что определяется анализом микроструктуры и пикам на дифрактограммах при рентгеноструктурном анализе. Повышенное содержание аустенита в структуре образцов связано со стабилизирующим действием азота. Следовательно, регулирование структуры образцов, полученных послойным лазерным сплавлением, возможно варьированием газовой среды в аддитивном принтере.

Общий анализ микроструктуры, формируемой в напечатанных образцах, свидетельствует о существенной роли градиента температур и высоких скоростей охлаждения, которые способствуют фиксации в изделиях/образцах структурно-фазового состояния, отличающегося от сталей аналогичного химического состава, но полученных по традиционной технологии. Поэтому для формирования в изделиях, напечатанных из нержавеющих порошков, требуемого для конкретных условий эксплуатации структурно-фазового состояния необходимо проведение постобработки, основанной на различных видах термодеформационного воздействия.

### Механические свойства образцов и изделий, полученных аддитивными методами из нержавеющих сталей

В данном разделе описываются прочность, пластичность и анизотропия механических свойств металлических компонентов, полученных методом аддитивного прототипирования, с акцентом на взаимосвязь между структурой и свойствами. Анализ выполняется с учетом энергетических параметров процессов, которые представлены интегральным параметром линейной мощности, где мощность источника нагрева отнесена к скорости сканирования. В таких условиях удобно сравнивать различные процессы послойной печати. В табл. 4 представлены различные типы аддитивных процессов (прямое лазерное сплавление (PBF-L), послойная наплавка (DED-L)) получения образцов из порошков нержавеющих сталей различных классов. В данном разделе сведены данные о механических характеристиках нержавеющих сталей, разделенных по группам: аустенитные стали AISI 304L, AISI 316L, дисперсионно-твердеющие стали AISI 630/17-4 РН (Fe17Cr5Ni5Cu), AISI S15500/15-5 PH (Fe15Cr4Ni4Cu).

Анализ механических свойств нержавеющих сталей, полученных аддитивными методами, свидетельствует о повышении прочности и соответствующем снижении пластичности в сравнении с аналогичными материалами, полученными традиционными способами. Такое повышение механических свойств и снижение пластичности определяется особенностями структуры, формируемой в образцах в результате высоких скоростей затвердевания и перераспределения химических элементов, что приводит к отклонениям в фазовом составе образцов после аддитивного изготовления.

В обзорной работе [38] отмечена тенденция снижения предела текучести образцов из аустенитных сталей с увеличением погонный энергии в процессе послойной наплавки (DED-L). Увеличение погонной энергии в процессе построения изделий ведет к увеличению перегрева образцов, а, следовательно, к укрупнению структуры, что и приводит к снижению предела текучести, а также увеличивает остаточное удлинение напечатанных образцов.

В целом, имеющихся экспериментальных данных в области корреляции между структурой и механическими свойствами образцов недостаточно, чтобы установить однозначные закономерности. Для образцов, полученных методом послойного сплавления, такие ограничения дополняются особенностями программного обеспечения коммерческих принтеров, которые не позволяют задавать собственную стратегию штриховки в процессе лазерного сплавления.

Основываясь на имеющихся данных, можно отметить, что получаемые послойной лазерной наплавкой

Таблица 4

### Механические свойства образцов из нержавеющих сталей, полученных традиционными способами и методами аддитивного производства

### Table 4. Mechanical properties of stainless steel samples obtained by traditional methods and methods of additive manufacturing

Материал	Погонная энергия, Дж/мм	Направ- ление	Плот- ность	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Удлине- ние, %	Твердость	Модуль Юнга	Источник	
Традиционная технология										
	Норма- лизация	-	_	$265 \pm 9$	722 ± 14	62 ± 3	-	_	[98]	
304L	Литье	_	_	$365\pm22$	596 ± 16	$69 \pm 9$	_	200	[102]	
	Норма- лизация	-	-	241	586	50	215 - 225	_	[103]	
			Аддитивно	ре производст	во/послойное нап	ілавление				
	271	Вдоль	>99,9	$337\pm29$	$609\pm18$	$48,2 \pm 2,5$	_	_	[98]	
2041	271	Поперек	>99,9	$314\pm 6$	$606 \pm 1$	$56{,}4\pm5{,}8$	_	—	[98]	
304L	371	Вдоль	_	$277\pm27$	$581\pm20$	$41,8\pm3,5$	_	-	[98]	
	371	Поперек	_	$274\pm7$	$560 \pm 12$	$50{,}5\pm6{,}7$	_	-	[98]	
3161	_	_	-	576	776	33	$272\pm35$	_	[103]	
510L	-	_	_	479	703	46	$289\pm16$	-	[103]	
			Аддитивн	ое производс	гво/послойное сп.	лавление				
304L	1,36	Вдоль	_	182	393	25,9	217		[104]	
	1,06	Вдоль	—	156	389	22,1	209	_	[104]	
	0,25	Вдоль	—	$438\pm28$	$528\pm23$	$10\pm 2$	_	165	[102]	
2161	0,25	Поперек	—	$435\pm2$	$504 \pm 12$	$16\pm3$	_	-	[102]	
310L	0,17	Вдоль	—	$379\pm17$	$489\pm28$	$23\pm 6$	_	166	[102]	
	0,17	Поперек	_	$287\pm6$	$317\pm11$	$7\pm4$	_		[102]	
				Традиционн	ная технология					
17- PH	Длительный отжиг	_	_	992	1018	13,4	430	199	[105]	
			Аддити	ивное произво	одство/прямая нап	ілавка				
17- PH	36,1	Вдоль	_	$400\pm100$	$900\pm200$	$5\pm3$	441	$40 \pm 10$	[106]	
			Аддитивн	ое производс	гво/послойное сп.	лавление				
17- PH	0,24	Вдоль	98,7	$661\pm24$	$1255\pm3$	$16{,}2\pm2{,}5$	$333\pm2$	-	[107]	

образцы обладают наибольшей плотностью в сравнении с образцами, изготовленными послойным сплавлением. Поэтому модуль упругости таких образцов выше, а также выше временное сопротивление разрушению и относительное удлинение.

Для образцов, полученных лазерной наплавкой дисперсионно-твердеющей стали, не получены высокие механические и физические свойства, что определяется необходимостью последующей сложной термообработки напечатанных образцов.

Послойное лазерное сплавление позволяет получать образцы с высокими механическими характеристиками, близкими к свойствам образцов, полученных по традиционной многостадийной технологии.

### Коррозионные свойства образцов и изделий, полученных аддитивными методами из нержавеющих сталей

Анализ коррозионных свойств нержавеющих сталей выполнен согласно их структурному состоянию. Поэтому в данном разделе рассмотрим коррозионное поведение лабораторных образцов, полученных аддитивной печатью из порошков аустенитных и дисперсионнотвердеющих сталей. В данной работе анализируются публикации, основанные на последних достижениях в области аддитивного прототипирования, представляющие актуальные сведения в области исследования коррозионных свойств.

В работе [108] выполнены исследования образцов, полученных селективным лазерным сплавлением порошков из нержавеющей стали марки AISI 316 L. Авторами проанализирована микроструктура образцов и показано, что в результате наличия градиента температур, формируемого лазерным лучом в процессе печати в образцах, создается анизотропия микроструктуры. Столбчатая структура формируется в направлении построения образца, а в перпендикулярной плоскости формируются равноосные зерна. Поэтому авторы указывают на высокую вероятность изменения коррозионных свойств, а также вероятность питтинговой (точечной) коррозии. Кроме того, отмечается, что формируемые в процессе печати остаточные напряжения также будут ответственны за коррозионное поведение напечатанных образцов. В работе выполнены электрохимические и иммерсионные исследования в зависимости от ориентации образцов. Проведен анализ полученных авторами результатов по исследованию коррозионной стойкости образов во взаимосвязи с параметрами анизотропной структуры и в сравнении с образцами из стали 316 L, полученной по классической технологии. Напечатанные образцы показали высокую коррозионную стойкость, превышающую стойкость образца, полученного по традиционной технологии, из-за отсутствия включений сульфидов марганца. Отсутствие сульфидов марганца в структуре напечатанных образцов определяется высокими скоростями охлаждения. Повышенная стойкость к питтинговой коррозии определяется нано сегрегацией химических элементов изза высоких скоростей охлаждения. Анализ влияния анизотропии микроструктуры показал, что наибольшая коррозионная стойкость у образцов, вырезанных вдоль направления сплавления, так как они обладают равноосной микроструктурой.

Для образцов из стали 304, полученных лазерной наплавкой, были выполнены исследования коррозионной стойкости в растворе NaCl [109]. В работе получены образцы с различной энергией сплавления, что позволило оценить влияние мощности сплавления на объемное содержание феррита в структуре. С увеличением мощности содержание феррита увеличилось с 1,5 до 2 %. Проведенные коррозионные исследования показали, что полученные лазерной наплавкой образцы обладают пониженной коррозионной стойкостью в сравнении с образцами, вырезанными из проката, полученного по традиционной технологии. Также авторы сделали выводы, что коррозионная стойкость образцов после лазерной наплавки ниже, чем у образцов, полученных в процессе послойного сплавления порошков. Авторами показано, что быстрозакаленная структура образцов при сплавлении порошка в слое повышает коррозионные свойства нержавеющей стали аустенитного класса.

В работе [110] проведены исследования хромсодержащих сталей. Образцы были изготовлены методом послойного сплавления порошка распыленной газом стали SS CX (химический состав, %: 12,48 Cr; 8,4 Ni; 1,46 Mo; 0,37 Mn; 0,12 Si; 1,32 Al; 0,09 Nb; 0,05 С; осн. Fe) и вырезаны из проката стали 420. Анализ структуры напечатанных образцов показал формирование иерархической структуры из-за высокого градиента температур в процессе построения образцов. Исследования микроструктуры выявили в структуре напечатанных образцов небольшое количество наночастиц в мартенситной матрице. В образцах из стали 420 было обнаружено 8 % остаточного аустенита, также карбиды хрома в мартенситной матрице. Коррозионные исследования в растворе 3,5 % (по массе) NaCl показали высокие коррозионные свойства напечатанных образцов в сравнении с образцами из стали 420. Авторы показали, что отсутствие карбидов, обогащенных хромом в структуре напечатанных образцов, позволяет сохранить пассивирующую пленку на поверхности контакта с раствором, что и определяет повышенную коррозионную стойкость напечатанных образцов.

Анализ коррозионной стойкости образцов, напечатанных из стали 15-5PH, выполнен в работе [111]. Для послойного лазерного сплавления были использованы сферические порошки со средней фракцией 20 мкм. Ключевой целью исследования была оценка влияния различных методов постобработки на коррозионное поведение. Для постобработки использовали:

- термообработку на твердый раствор при 1050 °C;

 термообработку на твердый раствор и последующее старение при температуре 500 °С в течении 1 и 10 ч;

 старение в течении 1 и 10 ч без предварительной термообработки на твердый раствор.

Коррозионное поведение образцов исследовали в растворе NaCl (с концентрацией 0,1 М). Микроструктурные исследования показали, что после термообработки на твердый раствор в структуре сформировались обогащенные медью наночастицы с размером до 2 нм, а содержание остаточного аустенита находилось на уровне 25 %. После старения было выявлено формирование новых дуплексных наночастиц состава NbC(Mn, Si)O размером до 80 нм. Анализ коррозионного поведения показал, что наибольшей коррозионной стойкостью обладают образцы после старения без предварительной обработки на твердый раствор. Данный факт объясняется высокой стойкостью пассивирующей пленки, формируемой в структуре напечатанных образцов и отсутствием остаточного аустенита, образующегося после термообработки на твердый раствор.

Коррозионные свойства стали 17-4 PH исследованы в работе [112]. Для печати использовали сферические порошки со средним диаметром 33 мкм, полученные газовой атомизацией азотом. После аддитивной печати по методу селективного лазерного сплавления порошка получены образцы с избыточным содержанием аустенита и отсутствием выделений карбидов. Поэтому стойкость к питтинговой коррозии полученных образцов была выше. После дополнительной термической обработки для стабилизации структуры и фазового состава в образцах наблюдалось выделение дисперсных включений. Полученные после постобработки образцы показали меньшую коррозионную стойкость, чем образцы, полученные по традиционной технологии. Кроме того, полученные авторами результаты о метастабильном коррозионном поведении образцов после аддитивной печати свидетельствуют о необходимости оценки коррозионного поведения образцов под нагрузкой, что авторы и планируют дополнительно исследовать.

Анализ коррозионного поведения образцов из нержавеющих сталей показал, что для аддитивного построения используются сферические порошки, полученные газовой атомизацией. Для послойного сплавления применяются порошки с фракцией менее 60 мкм, а для послойной наплавки образцы с фракцией менее 160 мкм. Образцы, полученные методом селективного сплавления, имеют высокие коррозионные свойства в сравнении с образцами, вырезанными из проката аналогичных сталей, что связанно с наличием быстрозакаленной структуры в аустенитных сталях. Для образцов из дисперсионно-твердеющих сталей повышение коррозионной стойкости в сравнении с образцами, полученными по традиционной технологии, может быть достигнуто после подбора специальных видов постобработки. Образцы, полученные методом прямой наплавки порошка, обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью, которая несколько ниже, чем у образцов из проката, что связано с наличием в структуре сульфидов марганца, незначительного количества феррита и остаточной пористости.

### Износостойкость образцов и изделий, полученных аддитивными методами из нержавеющих сталей

В работе [113] проведено исследование износостойкости образцов из проката стали 316L и образцов, полученных селективным лазерным сплавлением сферического порошка фракции -45 +15 мкм с текучестью 15,5 с/50 г (согласно ASTM B213). Трибологические исследования выполнены в высокотемпературной камере по схеме шарик-диск. Диск изготовлен из стали 316L, а шарик – из оксида алюминия или нитрида кремния. По результатам исследования показано, что износостойкость напечатанных образцов при повышенных температурах выше, чем у образцов из проката, что определяется формированием оксидного слоя в процессе трения и меньшей пластической деформацией. Высокая износостойкость напечатных образцов связана с иерархической структурой, формируемой из-за высоких скоростей охлаждения в процессе послойного сплавления.

В работе [114] проведено исследование послойного сплавления порошка 17-4 PH, полученного газовой атомизацией с фракционным составом  $D 90 \le 29,4$  мкм. Авторы исследовали влияние схемы сплавления на свойства напечатанных образцов. Показано, что стратегия шестиугольного сканирования дает лучшую коррозионную и износостойкость, чем концентрическая схема сканирования. Разница в свойствах напечатанных с различной схемой сканирования образцов определяется наличием пористости и микропор, действующих как области концентраторов напряжений и обеспечивающих места зародышеобразования для инициирования и распространения трещины.

В работе [115] для стали 17-4 РН выполнено сравнение между напечатанными образцами по методу селективного лазерного сплавления из газораспыленного аргоном сферического порошка фракции 15-45 мкм и образцами, изготовленными по традиционной технологии. Образцы после печати были обработанны по стандартной технологии. Сравнение микроструктуры между традиционными и напечатанными образцами выявило меньший размер граней в структуре напечатанных образцов. Механические испытания на растяжение показали, что напечатанные образцы обладают повышенной прочностью при одинаковой пластичности. Оценка износостойкости образцов по схеме «палец-диск» показала, что в условиях сухого трения напечатанные образцы обладают повышенной износостойкостью. В условиях трения со смазкой наибольшая износостойкость у образцов, полученных по традиционной технологии. В условиях сухого трения адгезионный механизм преобладал, а в условиях трения со смазкой основными видами износа были истирание и усталостный износ.

Количество работ, посвященных анализу износостойкости напечатанных образцов из нержавеющих сталей, уступает работам, исследующим механические свойства и коррозионную стойкость. Это связано с меньшим количеством практических приложений, в которых требуется высокая износостойкость изделий из нержавеющих сталей, так как традиционно для повышения износостойкости изделий из нержавеющих сталей используются различные методы упрочнения поверхности, например нанесение покрытий.

### Выводы

Для получения сферических порошков нержавеющих сталей наиболее часто используются методы газовой атомизации. В первую очередь это обусловлено соотношением качество порошка/производительность метода. Кроме того, порошки, полученные методом газовой атомизации, могут быть использованы в аддитивных технологиях без дополнительной обработки.

Аддитивные процессы, в которых в качестве исходного материала используется порошок, эффективны для

изготовления очень сложных изделий с высокими требованиями к качеству поверхности. Однако производительность таких процессов не очень высокая, а подходящее порошковое сырье стоит дорого и/или не всегда доступно на рынке. Процессы, использующие в качестве исходного сырья проволоки и металлические листы, имеют высокую производительность, но получаемые посредством их изделия не всегда могут удовлетворить высоким требованиям по точности размеров, качеству поверхности и минимальному числу дефектов. В связи с этим, как правило, необходимо проведение дополнительных видов обработки.

В формирование микроструктуры напечатанных изделий из коррозионностойкой стали наиболее существенный вклад вносят градиент температур и высокие скорости охлаждения, в результате чего получаемые в них структурно-фазовые состояния отличаются от аналогичных сталей, полученных по традиционной технологии. В связи с этим часто требуется проведение термической или термомеханической обработки для получения структуры, необходимой для конкретных условий эксплуатации.

Образцы из коррозионностойких сталей, полученные аддитивными методами, отличаются повышенной прочностью и низкой пластичностью в сравнении с аналогичными сталями, произведенными традиционными способами, что обусловлено особенностями структуры, формируемой в образцах в результате высоких скоростей затвердевания и процессами перераспределения химических элементов, приводящими к отклонениям в фазовом составе. Также на механические свойства оказывает заметное влияние наличие остаточных напряжений, формируемых в результате высоких скоростей охлаждения. Применение различных видов дополнительных обработок, как правило, позволяет достигать уровня характеристик пластичности, соответствующих сталям, изготовленным традиционными способами.

Коррозионные свойства изделий, полученных методом послойного сплавления, как правило, выше, чем у изделий, полученных по традиционной технологии из-за наличия в напечатанных образцах быстрозакаленной структуры и отсутствия выделений сульфида марганца, который способствует питтинговой коррозии. Однако коррозионная стойкость деталей, полученных методом порошковой наплавки, несколько ниже, чем у изделий, полученных по традиционной технологии, поэтому для повышения их коррозионной стойкости проводят ряд дополнительных обработок.

В ряде случаев износостойкость образцов коррозионностойких сталей, полученных аддитивными методами, превосходит износостойкость образцов, полученных традиционными методами, например, вырезанных из проката. Это связано с изменением механизмов износа из-за формирования быстрозакаленной структуры.

К настоящему времени ряд вариантов аддитивных технологий успешно освоен в промышленности и позволяет изготавливать изделия сложной формы с развитой внутренней поверхностью из коррозионностойких сталей и сплавов, в том числе и из тех, для которых имеются определенные сложности при литье, горячей и холодной обработке давлением, механической обработке или при изготовлении традиционными методами порошковой металлургии.

### Список литературы References

- Benarji K., Ravi Kumar Y., Jinoop A.N., Paul C.P., Bindra K.S. Effect of heat-treatment on the microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of SS 316 structures built by laser directed energy deposition based additive manufacturing // Metals and Materials International. 2021. Vol. 27. No. 3. P. 488–499. http://doi.org/10.1007/s12540-020-00838-y
- Tascioglu E., Karabulut Y., Kaynak Y. Influence of heat treatment temperature on the microstructural, mechanical, and wear behavior of 316L stainless steel fabricated by laser powder bed additive manufacturing // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2020. Vol. 107. No. 5–6. P. 1947–1956. http://doi.org/10.1007/s00170-020-04972-0
- Jeyaprakash N., Yang C.H., Ramkumar K.R. Correlation of microstructural evolution with mechanical and tribological behaviour of SS 304 specimens developed through SLM technique // Metals and Materials International. 2021. P. 1–12. http://doi.org/10.1007/s12540-020-00933-0
- Shin W.S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 806. Article 140805. http://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805
- Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 3(75). С. 3–13.

- Benarji K., Ravi Kumar Y., Jinoop A.N., Paul C.P., Bindra K.S. Effect of heat-treatment on the microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of SS 316 structures built by laser directed energy deposition based additive manufacturing. *Metals and Materials International*. 2021, vol. 27, no. 3, pp. 488–499. http://doi.org/10.1007/s12540-020-00838-y
- Tascioglu E., Karabulut Y., Kaynak Y. Influence of heat treatment temperature on the microstructural, mechanical, and wear behavior of 316L stainless steel fabricated by laser powder bed additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020, vol. 107, no. 5–6, pp. 1947–1956. http://doi.org/10.1007/s00170-020-04972-0
- Jeyaprakash N., Yang C.H., Ramkumar K.R. Correlation of microstructural evolution with mechanical and tribological behaviour of SS 304 specimens developed through SLM technique. *Metals and Materials International*. 2021, pp. 1–12. http://doi.org/10.1007/s12540-020-00933-0
- Shin W.S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A.* 2021, vol. 806, article 140805. http://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805
- Bogachev I.A., Sul'yanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Investigation of the microstructure and properties of corrosion-resistant steel of the Fe Cr Ni system obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*. 2019, no. 3(75), pp. 3–13. (In Russ.).

- Jing G., Wang Z. Defects, densification mechanism and mechanical properties of 300M steel deposited by high power selective laser melting // Additive Manufacturing. 2021. Vol. 38. Article 101831. http://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101831
- Nigon G.N., Burkan Isgor O., Pasebani S. The effect of annealing on the selective laser melting of 2205 duplex stainless steel: Microstructure, grain orientation, and manufacturing challenges // Optics & Laser Technology. 2021. Vol. 134. Article 106643. http://doi.org/10.1016/j.opt/astec.2020.106643
- Cui C., Uhlenwinkel V., Schulz A., Zoch H.W. Austenitic stainless steel powders with increased nitrogen content for laser additive manufacturing // Metals. 2020. Vol. 10. No. 1. Article 61. http://doi.org/10.3390/met10010061
- Uhlenwinkel V., Achelis L., Sheikhaliev S., Lagutkine S. A new technique for molten metal atomization // Proceedings ICLASS. 2003. P. 1–8.
- Lagutkin S., Achelis L., Sheikhaliev S., Uhlenwinkel V., Srivastava V. Atomization process for metal powder // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 383. No. 1. P. 1–6. http://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.059
- Zepon G., Ellendt N., Uhlenwinkel V., Henein H. Processing aspects in spray forming // Metal Sprays and Spray Deposition. 2017. P. 297–348. http://doi.org/10.1007/978-3-319-52689-8\_8
- Chen Y., Xiao Z., Zou H., Li S., Li A. Preparation and characterization of fine 316l stainless steel powders prepared by gas atomization // High Performance Structural Materials. 2018. P. 25–34. http://doi.org/10.1007/978-981-13-0104-9\_4
- Hoeges S., Zwiren A., Schade C. Additive manufacturing using water atomized steel powders // Metal Powder Report. 2017. Vol. 72. No. 2. P. 111–117. http://doi.org/10.1016/j.mprp.2017.01.004
- Jiao Z., Li D., Asgarian A., Chatterjee S., Girard B., Paserin V., Lavallee F., Chattopadhyay K. Influence of apex angle and nozzle design on energy and momentum transfer during the water atomization process // POWDERMET 2017. 2017. P. 127–137.
- Li R., Shi Y., Wang Z., Wang L., Liu J., Jiang W. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting // Applied Surface Science. 2010. Vol. 256. No. 13. P. 4350–4356. http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.02.030
- 16. Irrinki H., Dexter M., Barmore B., Enneti R., Pasebani S., Badwe S., Stitzel J., Malhotra R., Atre S. Effects of powder attributes and laser powder bed fusion (L-PBF) process conditions on the densification and mechanical properties of 17-4 PH stainless steel // JOM. 2016. Vol. 68. No. 3. P. 860–868. http://doi.org/10.1007/s11837-015-1770-4
- Zhu H., Tong H., Yang F., Cheng C. Plasma-assisted preparation and characterization of spherical stainless steel powders // Journal of Materials Processing Technology. 2018. Vol. 252. P. 559–566. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.010
- Ji L., Wang C., Wu W., Tan C., Wang G., Duan X.M. Spheroidization by Plasma processing and characterization of stainless steel powder for 3D printing // Metallurgical and Materials Transactions A. 2017. Vol. 48. No. 10. P. 4831–4841. http://doi.org/10.1007/s11661-017-4240-5
- Neikov O.D., Gopienko V.G. Production of titanium and titanium alloy powders // Handbook of Non-Ferrous Metal Powders. 2019. P. 549–570. http://doi.org/10.1016/b978-0-08-100543-9.00018-x
- 20. Yin J.O., Chen G., Zhao S.Y., Ge Y., Li Z.F., Yang P.J., Han W.Z., Wang J., Tang H.P., Cao P. Microstructural characterization and properties of Ti – 28 Ta at. % powders produced by plasma rotating electrode process // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 713. P. 222–228. http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.195
- Entezarian M., Allaire F., Tsantrizos P., Drew R.A.L. Plasma atomization: A new process for the production of fine, spherical powders // JOM. 1996. Vol. 48. No. 6. P. 53–55. http://doi.org/10.1007/BF03222969
- Sun P., Fang Z.Z., Zhang Y., Xia Y. Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder // JOM. 2017. Vol. 69. No. 10. P. 1853–1860. http://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5
- 23. Востриков А.В., Сухов Д. И. Производство гранул методом ргер для аддитивных технологий – текущий статус и перспективы развития // Труды ВИАМ. 2016. № 8 (44). С. 1–3.

- Jing G., Wang Z. Defects, densification mechanism and mechanical properties of 300M steel deposited by high power selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 2021, vol. 38, article 101831. http://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101831
- Nigon G.N., Burkan Isgor O., Pasebani S. The effect of annealing on the selective laser melting of 2205 duplex stainless steel: Microstructure, grain orientation, and manufacturing challenges. *Optics & Laser Technology*. 2021, vol. 134, article 106643. http://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106643
- Cui C., Uhlenwinkel V., Schulz A., Zoch H.W. Austenitic stainless steel powders with increased nitrogen content for laser additive manufacturing. *Metals*. 2020, vol. 10, no. 1, article 61. http://doi.org/10.3390/met10010061
- Uhlenwinkel V., Achelis L., Sheikhaliev S., Lagutkine S. A new technique for molten metal atomization. *Proceedings ICLASS*. 2003, pp. 1–8.
- Lagutkin S., Achelis L., Sheikhaliev S., Uhlenwinkel V., Srivastava V. Atomization process for metal powder. *Materials Science* and Engineering: A. 2004, vol. 383, no. 1, pp. 1–6. http://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.059
- 11. Zepon G., Ellendt N., Uhlenwinkel V., Henein H. Processing aspects in spray forming. *Metal Sprays and Spray Deposition*. 2017, pp. 297–348. http://doi.org/10.1007/978-3-319-52689-8\_8
- Chen Y., Xiao Z., Zou H., Li S., Li A. Preparation and characterization of fine 316l stainless steel powders prepared by gas atomization. *High Performance Structural Materials*. 2018, pp. 25–34. http://doi.org/10.1007/978-981-13-0104-9\_4
- Hoeges S., Zwiren A., Schade C. Additive manufacturing using water atomized steel powders. *Metal Powder Report*. 2017, vol. 72, no. 2, pp. 111–117. http://doi.org/10.1016/j.mprp.2017.01.004
- Jiao Z., Li D., Asgarian A., Chatterjee S., Girard B., Paserin V., Lavallee F., Chattopadhyay K. Influence of apex angle and nozzle design on energy and momentum transfer during the water atomization process. *POWDERMET 2017*, 2017, pp. 127–137.
- Li R., Shi Y., Wang Z., Wang L., Liu J., Jiang W. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting. *Applied Surface Science*. 2010, vol. 256, no. 13, pp. 4350–4356. http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.02.030
- 16. Irrinki H., Dexter M., Barmore B., Enneti R., Pasebani S., Badwe S., Stitzel J., Malhotra R., Atre S. Effects of powder attributes and laser powder bed fusion (L-PBF) process conditions on the densification and mechanical properties of 17-4 PH stainless steel. JOM. 2016, vol. 68, no. 3, pp. 860–868. http://doi.org/10.1007/s11837-015-1770-4
- Zhu H., Tong H., Yang F., Cheng C. Plasma-assisted preparation and characterization of spherical stainless steel powders. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018, vol. 252, pp. 559–566. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.010
- Ji L., Wang C., Wu W., Tan C., Wang G., Duan X.M. Spheroidization by Plasma processing and characterization of stainless steel powder for 3D printing. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017, vol. 48, no. 10, pp. 4831–4841. http://doi.org/10.1007/s11661-017-4240-5
- Neikov O.D., Gopienko V.G. Production of titanium and titanium alloy powders. In: *Handbook of Non-Ferrous Metal Powders*. 2019, pp. 549–570. http://doi.org/10.1016/b978-0-08-100543-9.00018-x
- 20. Yin J.O., Chen G., Zhao S.Y., Ge Y., Li Z.F., Yang P.J., Han W.Z., Wang J., Tang H.P., Cao P. Microstructural characterization and properties of Ti – 28 Ta at. % powders produced by plasma rotating electrode process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017, vol. 713, pp. 222–228. http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.195
- Entezarian M., Allaire F., Tsantrizos P., Drew R.A.L. Plasma atomization: A new process for the production of fine, spherical powders. *JOM*. 1996, vol. 48, no. 6, pp. 53–55. http://doi.org/10.1007/BF03222969
- Sun P., Fang Z.Z., Zhang Y., Xia Y. Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*. 2017, vol. 69, no. 10, pp. 1853–1860. http://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5
- **23.** Vostrikov A.V., Sukhov D.I. Prep pellet production for additive technologies Current status and development prospects. *Trudy VIAM*. 2016, no. 8(44), pp. 1–3. (In Russ.).

Kirsankin A.A., Kalaida T.A., Kaplan M.A., Smirnov M.A., Ivannikov A., Sevostyanov M.A. Characterization of spherical stainless steel powders prepared by electric arc spraying process // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 848. No. 1. Article 012033.

http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012033

- 25. Ivannikov A.Yu., Kirsankin A.A., Kalayda T.A., Sevostyanov M.A. Research and development of the inert gas atomization of the wire by means of arc spraying // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 848. No. 1. Article 012111. http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012111
- 26. Nie Y., Tang J., Yang B., Lei Q., Yu S., Li Y. Comparison in characteristic and atomization behavior of metallic powders produced by plasma rotating electrode process // Advanced Powder Technology. 2020. Vol. 31. No. 5. P. 2152–2160. http://doi.org/10.1016/j.apt.2020.03.006
- 27. Nie Y., Tang J., Teng J., Ye X., Yang B., Huang J., Yu S., Li Y. Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process // Advanced Powder Technology. 2020. Vol. 31. No. 7. P. 2912–2920. http://doi.org/10.1016/j.apt.2020.05.018
- Samal S. Thermal plasma technology: The prospective future in material processing // Journal of Cleaner Production. 2017. Vol. 142. Part 4. P. 3131–3150. http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.10.154
- Wisutmethangoon S., Plookphol T., Sungkhaphaitoon P. Production of SAC305 powder by ultrasonic atomization // Powder Technology. 2011. Vol. 209. No. 1–3. P. 105–111. http://doi.org/10.1016/j.powtec.2011.02.016
- Alavi S.H., Harimkar S.P. Ultrasonic vibration-assisted laser atomization of stainless steel // Powder Technology. 2017. Vol. 321. P. 89–93. http://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.007
- Dunkley J.J. Advances in atomisation techniques for the formation of metal powders // Advances in Powder Metallurgy: Properties, Processing and Applications. 2013. P. 3–18. http://doi.org/10.1533/9780857098900.1.3
- 32. Antony L.V.M., Reddy R.G. Processes for production of high-purity metal powders // JOM. 2003. Vol. 55. No. 3. P. 14–18. http://doi.org/10.1007/s11837-003-0153-4
- 33. Riabov D., Hryha E., Rashidi M., Bengtsson S., Nyborg L. Effect of atomization on surface oxide composition in 316L stainless steel powders for additive manufacturing // Surface and Interface Analysis. 2020. Vol. 52. No. 11. P. 694–706. http://doi.org/10.1002/sia.6846
- 34. Niaki M.K., Torabi S.A., Nonino F. Why manufacturers adopt additive manufacturing technologies: The role of sustainability // Journal of Cleaner Production. 2019. Vol. 222. P. 381–392. http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.03.019
- 35. Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges // Composites Part B: Engineering. 2018. Vol. 143. P. 172–196.

http://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012

- 36. Standard terminology for additive manufacturing technologies // ASTM International F2792-12a. 2012. P. 1–3. http://doi.org/10.1520/F2792-12A
- ГОСТ Р 57589-2017 Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы – часть 2. Материалы для аддитивных технологических процессов. Общие требования.
- DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 92. P. 112–224. http://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001
- 39. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review // Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917–1928. http://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z
- **40.** Herderick E. Additive manufacturing of metals: A review // Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2011, MS and T'11. 2011. Vol. 2. P. 1413–1425.

- 24. Kirsankin A.A., Kalaida T.A., Kaplan M.A., Smirnov M.A., Ivannikov A.Yu., Sevostyanov M.A. Characterization of spherical stainless steel powders prepared by electric arc spraying process. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, vol. 848, no. 1, article 012033. http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012033
- Ivannikov A.Yu., Kirsankin A.A., Kalayda T.A., Sevostyanov M.A. Research and development of the inert gas atomization of the wire
- Research and development of the inert gas atomization of the wire by means of arc spraying. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, vol. 848, no. 1, article 012111. http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012111
- 26. Nie Y., Tang J., Yang B., Lei Q., Yu S., Li Y. Comparison in characteristic and atomization behavior of metallic powders produced by plasma rotating electrode process. *Advanced Powder Technology*. 2020, vol. 31, no. 5, pp. 2152–2160. http://doi.org/10.1016/j.apt.2020.03.006
- 27. Nie Y., Tang J., Teng J., Ye X., Yang B., Huang J., Yu S., Li Y. Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process. *Advanced Powder Technology*. 2020, vol. 31, no. 7, pp. 2912–2920. http://doi.org/10.1016/j.apt.2020.05.018
- Samal S. Thermal plasma technology: The prospective future in material processing. Journal of Cleaner Production. 2017, vol. 142, part 4, pp. 3131–3150. http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.10.154
- 29. Wisutmethangoon S., Plookphol T., Sungkhaphaitoon P. Production of SAC305 powder by ultrasonic atomization. *Powder Technology*. 2011, vol. 209, no. 1–3, pp. 105–111. http://doi.org/10.1016/j.powtec.2011.02.016
- Alavi S.H., Harimkar S.P. Ultrasonic vibration-assisted laser atomization of stainless steel. *Powder Technology*. 2017, vol. 321, pp. 89–93. http://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.007
- Dunkley J.J. Advances in atomisation techniques for the formation of metal powders. Advances in Powder Metallurgy: Properties, Processing and Applications. 2013, pp. 3–18. http://doi.org/10.1533/9780857098900.1.3
- 32. Antony L.V.M., Reddy R.G. Processes for production of high-purity metal powders. JOM. 2003, vol. 55, no. 3, pp. 14–18. http://doi.org/10.1007/s11837-003-0153-4
- **33.** Riabov D., Hryha E., Rashidi M., Bengtsson S., Nyborg L. Effect of atomization on surface oxide composition in 316L stainless steel powders for additive manufacturing. *Surface and Interface Analysis.* 2020, vol. 52, no. 11, pp. 694–706. http://doi.org/10.1002/sia.6846
- 34. Niaki M.K., Torabi S.A., Nonino F. Why manufacturers adopt additive manufacturing technologies: The role of sustainability. *Journal* of Cleaner Production. 2019, vol. 222, pp. 381–392. http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.03.019
- **35.** Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*. 2018, vol. 143, pp. 172–196.

http://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012

- 36. Standard terminology for additive manufacturing technologies. ASTM International F2792-12a. 2012, pp. 1–3. http://doi.org/10.1520/F2792-12A
- **37.** GOST R 57589-2017 Additive technological processes. Basic principles part 2. Materials for additive manufacturing processes. General requirements. (In Russ.).
- DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018, vol. 92, pp. 112–224. http://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001
- 39. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review. Journal of Materials Engineering and Performance. 2014, vol. 23, no. 6, pp. 1917–1928. http://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z
- **40.** Herderick E. Additive manufacturing of metals: A review. *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2011, MS and T'11.* 2011, vol. 2, pp. 1413–1425.

- Tapia G., Elwany A. A Review on process monitoring and control in metal-based additive manufacturing // Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2014. Vol. 136. No. 6. Article 060801. http://doi.org/10.1115/1.4028540
- 42. Imran M.K., Masood S.H., Brandt M., Bhattacharya S., Mazumder J. Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528. No. 9. P. 3342–3349. http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.099
- 43. Keist J.S., Palmer T.A. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition // Materials & Design. 2016. Vol. 106. P. 482–494. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.045
- 44. Ma M., Wang Z., Zeng X. Effect of energy input on microstructural evolution of direct laser fabricated IN718 alloy // Materials Characterization. 2015. Vol. 106. P. 420–427. http://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.06.027
- 45. Malukhin K., Ehmann K. Material characterization of NiTi based memory alloys fabricated by the laser direct metal deposition process // Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2006. Vol. 128. No. 3. P. 691–696. http://doi.org/10.1115/1.2193553
- 46. Riza S.H., Masood S.H., Wen C., Ruan D., Xu S. Dynamic behaviour of high strength steel parts developed through laser assisted direct metal deposition // Materials & Design. 2014. Vol. 64. P. 650–659. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.026
- 47. Shah K., Pinkerton A.J., Salman A., Li L. Effects of melt pool variables and process parameters in laser direct metal deposition of aerospace alloys // Materials and Manufacturing Processes. 2010. Vol. 25. No. 12. P. 1372–1380. http://doi.org/10.1080/10426914.2010.480999
- 48. Baufeld B., Brandl E., Van Der Biest O. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6AI-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition // Journal of Materials Processing Technology. 2011. Vol. 211. No. 6. P. 1146–1158. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018
- 49. Brandl E., Palm F., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire // Materials & Design. 2011. Vol. 32. No. 10. P. 4665–4675. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.062
- Brandl E., Schoberth A., Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM) // Materials Science and Engineering: A. 2012. Vol. 532. P. 295–307. http://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.095
- Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing // Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 632. P. 505–513. http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.256
- 52. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2015. Vol. 81. No. 1–4. P. 465–481. http://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3
- 53. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Ganguly S., Almeida P.M.S., Wang F., Williams S. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts // Computational Materials Science. 2011. Vol. 50. No. 12. P. 3315–3322. http://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023
- 54. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc additive manufacturing // Material Science and Technology. 2016. Vol. 32. No. 7. P. 641–647. http://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073
- 55. Xiong J., Lei Y., Chen H., Zhang G. Fabrication of inclined thinwalled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition // Journal of Materials

- **41.** Tapia G., Elwany A. A Review on process monitoring and control in metal-based additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2014, vol. 136, no. 6, article 060801. http://doi.org/10.1115/1.4028540
- **42.** Imran M.K., Masood S.H., Brandt M., Bhattacharya S., Mazumder J. Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A.* 2011, vol. 528, no. 9, pp. 3342–3349. http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.099
- 43. Keist J.S., Palmer T.A. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition. *Materials & Design*. 2016, vol. 106, pp. 482–494. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.045
- 44. Ma M., Wang Z., Zeng X. Effect of energy input on microstructural evolution of direct laser fabricated IN718 alloy. *Materials Characterization*. 2015, vol. 106, pp. 420–427. http://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.06.027
- 45. Malukhin K., Ehmann K. Material characterization of NiTi based memory alloys fabricated by the laser direct metal deposition process. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2006, vol. 128, no. 3, pp. 691–696. http://doi.org/10.1115/1.2193553
- 46. Riza S.H., Masood S.H., Wen C., Ruan D., Xu S. Dynamic behaviour of high strength steel parts developed through laser assisted direct metal deposition. *Materials & Design*. 2014, vol. 64, pp. 650–659. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.026
- 47. Shah K., Pinkerton A.J., Salman A., Li L. Effects of melt pool variables and process parameters in laser direct metal deposition of aerospace alloys. *Materials and Manufacturing Processes*. 2010, vol. 25, no. 12, pp. 1372–1380. http://doi.org/10.1080/10426914.2010.480999
- 48. Baufeld B., Brandl E., Van Der Biest O. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011, vol. 211, no. 6, pp. 1146–1158. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018
- 49. Brandl E., Palm F., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6A1-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire. *Materials & Design*. 2011, vol. 32, no. 10, pp. 4665–4675. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.062
- Brandl E., Schoberth A., Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM). *Materials Science and Engineering: A.* 2012, vol. 532, pp. 295–307. http://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.095
- Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 632, pp. 505–513. http://doi.org/10.1016/j.jallcorn.2015.01.256
- Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015, vol. 81, no. 1–4, pp. 465–481. http://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3
- 53. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Ganguly S., Almeida P.M.S., Wang F., Williams S. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. *Computational Materials Science*. 2011, vol. 50, no. 12, pp. 3315–3322. http://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023
- 54. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc additive manufacturing. *Material Science and Technology*. 2016, vol. 32, no. 7, pp. 641–647. http://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073
- **55.** Xiong J., Lei Y., Chen H., Zhang G. Fabrication of inclined thinwalled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition. *Journal of Materials*

Processing Technology. 2017. Vol. 240. P. 397–403. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.019

- 56. Hildreth O.J., Nassar A.R., Chasse K.R., Simpson T.W. Dissolvable metal supports for 3D direct metal printing // 3D Printing and Additive Manufacturing. 2016. Vol. 3. No. 2. P. 91–97. http://doi.org/10.1089/3dp.2016.0013
- 57. Механик А. Порошки избавляют от лишнего // Новости ВПК [Электронный ресурс]. 2014. URL: https://vpk.name/ news/122336\_poroshki\_izbavlyayut\_ot\_lishnego.html (дата обращения: 02.09.2021).
- Carlota V. The Complete Guide to Directed Energy Deposition (DED) in 3D Printing // 3Dnatives [Electronic resource]. 2019. URL: https://www.3dnatives.com/en/directed-energy-depositionded-3d-printing-guide-100920194/ (accessed: 02.09.2021).
- Wright I. Metal Additive Manufacturing for Large Parts // Engineering.com [Electronic resource]. 2019. URL: https://www.engineering.com/story/metal-additive-manufacturing-for-large-parts (accessed: 02.06.2021).
- 60. Bhavar V., Kattire P., Patil V., Khot S., Gujar K., Singh R. A review on powder bed fusion technology of metal additive manufacturing // Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry. 2017. Vol. 15. P. 251–261.
- **61.** Jamshidinia M., Sadek A., Wang W., Kelly S. Additive manufacturing of steel alloys using laser powder-bed fusion // Advanced Materials & Processes. 2015. Vol. 173. No. 1. P. 20–24.
- 62. Kamath C., El-Dasher B., Gallegos G.F., King W.E., Sisto A. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powderbed fusion at powers up to 400 W // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2014. Vol. 74. No. 1–4. P. 65–78. http://doi.org/10.1007/s00170-014-5954-9
- 63. Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // Acta Materialia. 2016. Vol. 108. P. 36–45. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014
- 64. Mower T.M., Long M.J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials // Material Science Engineering: A. 2016. Vol. 651. P. 198–213. http://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.068
- 65. Тесленко В. Лазерное выращивание металлических деталей важнейшее направление аддитивных технологий // Коммерсантъ – Наука [Электронный ресурс]. 2017. URL: https://www. kommersant.ru/amp/3256048 (дата обращения: 02.09.2021).
- 66. Jiao L., Chua Z.Y., Moon S.K., Song J., Bi G., Zheng H. Femtosecond laser produced hydrophobic hierarchical structures on additive manufacturing parts // Nanomaterials. 2018. Vol. 8. No. 8. P. 1–10. http://doi.org/10.3390/nano8080601
- 67. Yadroitsev I., Yadroitsava I. Evaluation of residual stress in stainless steel 316L and Ti6Al4V samples produced by selective laser melting // Virtual and Physical Prototyping. 2015. Vol. 10. No. 2. P. 67–76. http://doi.org/10.1080/17452759.2015.1026045
- 68. Kurzynowski T., Gruber K., Stopyra W., Kuźnicka B., Chlebus E. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting // Material Science Engineering: A. 2018. Vol. 718. P. 64–73. http://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.103
- 69. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance // International Journal of Fatigue. 2013. Vol. 48. P. 300–307. http://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011
- 70. Yasa E., Kruth J.P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting // Procedia Engineering. 2011. Vol. 19. P. 389–395. http://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.130
- Spierings A.B., Starr T.L., Wegener K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts // Rapid Prototyping Journal. 2013. Vol. 19. No. 2. P. 88–94. http://doi.org/10.1108/13552541311302932

*Processing Technology*. 2017, vol. 240, pp. 397–403. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.019

- Hildreth O.J., Nassar A.R., Chasse K.R., Simpson T.W. Dissolvable metal supports for 3D direct metal printing. 3D Printing and Additive Manufacturing. 2016, vol. 3, no. 2, pp. 91–97. http://doi.org/10.1089/3dp.2016.0013
- Mekhanik A. Powders get rid of excess. *MIC News*. 2014. [Electronic resource]. Available at URL: https://vpk.name/news/122336\_poroshki\_izbavlyayut\_ot\_lishnego.html (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
- Carlota V. The Complete Guide to Directed Energy Deposition (DED) in 3D Printing. 3Dnatives. 2019 [Electronic resource]. Available at URL: https://www.3dnatives.com/en/directed-energy-deposition-ded-3d-printing-guide-100920194/ (Accessed: 02.09.2021).
- 59. Wright I. Metal Additive Manufacturing for Large Parts. Engineering.com [Electronic resource]. 2019. Available at URL: https:// www.engineering.com/story/metal-additive-manufacturing-forlarge-parts (Accessed: 02.09.2021).
- 60. Bhavar V., Kattire P., Patil V., Khot S., Gujar K., Singh R. A review on powder bed fusion technology of metal additive manufacturing. *Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry*. 2017, vol. 15, pp. 251–261.
- Jamshidinia M., Sadek A., Wang W., Kelly S. Additive manufacturing of steel alloys using laser powder-bed fusion. *Advanced Materials & Processes*. 2015, vol. 173, no. 1, pp. 20–24.
- 62. Kamath C., El-Dasher B., Gallegos G.F., King W.E., Sisto A. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W. *The International Journal* of Advanced Manufacturing Technology. 2014, vol. 74, no. 1–4, pp. 65–78. http://doi.org/10.1007/s00170-014-5954-9
- 63. Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Materialia*. 2016, vol. 108, pp. 36–45. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014
- 64. Mower T.M., Long M.J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. *Material Science Engineering: A.* 2016, vol. 651, pp. 198–213. http://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.068
- 65. Teslenko V. Laser growing of metal parts the most important area of additive technologies. *Kommersant – Science*, 2017 [Electronic resource]. Available at URL: https://www.kommersant.ru/ amp/3256048 (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
- 66. Jiao L., Chua Z.Y., Moon S.K., Song J., Bi G., Zheng H. Femtosecond laser produced hydrophobic hierarchical structures on additive manufacturing parts. *Nanomaterials*. 2018, vol. 8, no. 8, pp. 1–10. http://doi.org/10.3390/nano8080601
- 67. Yadroitsev I., Yadroitsava I. Evaluation of residual stress in stainless steel 316L and Ti6Al4V samples produced by selective laser melting. *Virtual and Physical Prototyping*. 2015, vol. 10, no. 2, pp. 67–76. http://doi.org/10.1080/17452759.2015.1026045
- 68. Kurzynowski T., Gruber K., Stopyra W., Kuźnicka B., Chlebus E. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting. *Material Science Engineering: A.* 2018, vol. 718, pp. 64–73. http://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.103
- 69. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*. 2013, vol. 48, pp. 300–307. http://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011
- Yasa E., Kruth J.P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering*. 2011, vol. 19, pp. 389–395. http://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.130
- Spierings A.B., Starr T.L., Wegener K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2013, vol. 19, no. 2, pp. 88–94.http://doi.org/10.1108/13552541311302932

- 72. Mazzoli A. Selective laser sintering in biomedical engineering // Medical & Biological Engineering & Computing. 2013. Vol. 51. No. 3. P. 245–256. http://doi.org/10.1007/s11517-012-1001-x
- Dehoff R.R., Babu S.S. Characterization of interfacial microstructures in 3003 aluminum alloy blocks fabricated by ultrasonic additive manufacturing // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. No. 13. P. 4305–4315. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.006
- 74. Ram G.D.J., Robinson C., Yang Y., Stucker B.E. Use of ultrasonic consolidation for fabrication of multi-material structures // Rapid Prototyping Journal. 2007. Vol. 13. No. 4. P. 226–235. http://doi.org/10.1108/13552540710776179
- 75. Технологии аддитивного производства [Электронный ресурс]. URL: https://slide-share.ru/tekhnologii-additivnogo-proizvodstvaiskhodnaya-model-additivnij-process-122962 (дата обращения: 02.09.2021).
- Meteyer S., Xu X., Perry N., Zhao Y.F. Energy and material flow analysis of binder-jetting additive manufacturing processes // Procedia CIRP. 2014. Vol. 15. P. 19–25. http://doi.org/10.1016/j.procir.2014.06.030
- Binder Jetting // Additive Manufacturing Research Group | Loughborough University [Electronic resource]. URL: https://www.lboro. ac.uk/research/amrg/about/the7categoriesofadditivemanufacturing/ binderjetting/ (accessed: 02.09.2021).
- Технологии 3D печати [Электронный ресурс]. 2017. URL: https://tp3d.ru/index.php?route=record/record&record\_id=37 (дата обращения: 08.06.2021).
- 79. Murr L.E., Gaytan S.M., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Next generation orthopaedic implants by additive manufacturing using electron beam melting // International Journal of Biomaterials. 2012. Vol. 2012. Article 245727. http://doi.org/10.1155/2012/245727
- Justin D.F., etc. Laser based metal deposition (LBMD) of antimicrobials to implant surfaces: patent 7951412 USA. 2011.
- 81. Karlsson J., Snis A., Engqvist H., Lausmaa J. Characterization and comparison of materials produced by electron beam melting (EBM) of two different Ti-6Al-4V powder fractions // Journal of Materials Processing Technology. 2013. Vol. 213. No. 12. P. 2109–2118. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010
- 82. Zhao X., Chen J., Lin X., Huang W. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718 // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 478. No. 1–2. P. 119–124. http://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.079
- 83. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing // International Materials Reviews. 2016. Vol. 61. No. 5. P. 315–360. http://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649
- **84.** ГОСТ Р 51761-2005. Пропанты алюмосиликатные. Технические условия. 2006. 31 с.
- 85. Советников Е.И. Оценки развития аддитивных технологий // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 17–31.
- 86. Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E., Ferraris C.F., Watson S.S., Peltz M.A. Characterization of metal powders used for additive manufacturing // Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology. 2014. Vol. 119. P. 460–493. http://doi.org/10.6028/jres.119.018
- 87. ГОСТ 19440-94 Порошки металлические. Определение насыпной плотности. Часть 1. Метод с использованием воронки. Часть 2. Метод волюмометра Скотта.
- ГОСТ 20899-98 (ИСО 4490-78) Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла).
- Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals // Acta Materialia. 2016. Vol. 117. P. 371–392. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019
- **90.** Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России. ВИАМ, 2015. 557 с.
- 91. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2 (11). С. 52–55.

- 72. Mazzoli A. Selective laser sintering in biomedical engineering. *Medical & Biological Engineering & Computing*. 2013, vol. 51, no. 3, pp. 245–256. http://doi.org/10.1007/s11517-012-1001-x
- Dehoff R.R., Babu S.S. Characterization of interfacial microstructures in 3003 aluminum alloy blocks fabricated by ultrasonic additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, no. 13, pp. 4305–4315. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.006
- 74. Ram G.D.J., Robinson C., Yang Y., Stucker B.E. Use of ultrasonic consolidation for fabrication of multi-material structures. *Rapid Prototyping Journal*. 2007, vol. 13, no. 4, pp. 226–235. http://doi.org/10.1108/13552540710776179
- Technologies of Additive Manufacturing [Electronic resource]. Available at URL: https://slide-share.ru/tekhnologii-additivnogoproizvodstvaiskhodnaya-model-additivnij-process-122962 (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
- 76. Meteyer S., Xu X., Perry N., Zhao Y.F. Energy and material flow analysis of binder-jetting additive manufacturing processes. *Proce*dia CIRP. 2014, vol. 15, pp. 19–25. http://doi.org/10.1016/j.procir.2014.06.030
- 77. Binder Jetting. Additive Manufacturing Research Group | Loughborough University [Electronic resource]. Available at URL: https:// www.lboro.ac.uk/research/amrg/about/the7categoriesofadditivemanufacturing/binderjetting/ (Accessed: 02.09.2021).
- **78.** *3D Printing Technologies*. 2017 [Electronic resource]. Available at URL: https://tp3d.ru/index.php?route=record/record&record\_id=37 (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
- 79. Murr L.E., Gaytan S.M., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Next generation orthopaedic implants by additive manufacturing using electron beam melting. *International Journal of Biomaterials*. 2012, vol. 2012, article 245727. http://doi.org/10.1155/2012/245727
- **80.** Justin D.F., etc. *Laser based metal deposition (LBMD) of antimicrobials to implant surfaces:* patent 7951412 USA. 2011.
- 81. Karlsson J., Snis A., Engqvist H., Lausmaa J. Characterization and comparison of materials produced by electron beam melting (EBM) of two different Ti-6A1-4V powder fractions. *Journal of Materials Processing Technology*. 2013, vol. 213, no. 12, pp. 2109–2118. http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010
- 82. Zhao X., Chen J., Lin X., Huang W. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A.* 2008, vol. 478, no. 1–2, pp. 119–124. http://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.079
- 83. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*. 2016, vol. 61, no. 5, pp. 315–360. http://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649
- **84.** GOST R 51761-2005. Aluminosilicate proppants. Technical conditions. 2006, 31 p. (In Russ.).
- **85.** Sovetnikov E.I. Assessment of additive technologies development. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2015, no. 3, pp. 17–31. (In Russ.).
- 86. Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E., Ferraris C.F., Watson S.S., Peltz M.A. Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. 2014, vol. 119, pp. 460–493. http://doi.org/10.6028/jres.119.018
- **87.** GOST 19440-94 Metallic powders. Determination of bulk density. Part 1. Method with a funnel. Part 2. Scott's volumeter method. (In Russ.).
- **88.** GOST 20899-98 (ISO 4490-78) Metallic powders. Determination of fluidity using a calibrated funnel (Hall device). (In Russ.).
- Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*. 2016, vol. 117, pp. 371–392. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019
- **90.** Kablov E.N. Trends and Guidelines for Innovative Development in Russia. VIAM, 2015, 557 p.
- **91.** Kablov E.N.Additive technologies dominant feature of national technological initiative. *Intellekt i tekhnologii*. 2015, vol. 2, no. 11, pp. 52–55. (In Russ.).

- 92. Hassanin H., Elshaer A., Benhadj-Djilali R., Modica F., Fassi I. Surface finish improvement of additive manufactured metal parts // Micro and Precision Manufacturing. 2018. P. 145–164. http://doi.org/10.1007/978-3-319-68801-5 7
- **93.** Beiderbeck D., Deradjat D., Minshall T. The Impact of Additive Manufacturing Technologies on Industrial Spare Parts Strategies. 2018. 57 p.
- 94. Li Y., Jia G., Cheng Y., Hu Y. Additive manufacturing technology in spare parts supply chain: A comparative study // International Journal of Production Research. 2017. Vol. 55. No. 5. P. 1498–1515. http://doi.org/10.1080/00207543.2016.1231433
- **95.** Ziółkowski M., Dyl T. Possible applications of additive manufacturing technologies in shipbuilding: A review // Machines. 2020. Vol. 8. No. 4. P. 1–34. *http://doi.org/10.3390/machines8040084*
- 96. Орыщенко А.С., Горынин И.В., Кузнецов П.А., Теленков А.И., Савин В.И., Бобырь В.В. Аддитивные технологии на базе композиционных порошковых материалов // Аддитивные технологии в российской промышленности. 2015. С 1–22.
- 97. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 772. Article 138633. http://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633
- 98. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing // Acta Materialia. 2016. Vol. 110. P. 226–235. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019
- 99. Sun Z., Tan X., Tor S.B., Yeong W.Y. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates // Materials & Design. 2016. Vol. 104. P. 197–204. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.035
- 100. Saeidi K., Kevetkova L., Lofaj F., Shen Z. Novel ferritic stainless steel formed by laser melting from duplex stainless steel powder with advanced mechanical properties and high ductility // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 665. P. 59–65. http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.027
- 101. Rafi H.K., Pal D., Patil N., Starr T.L., Stucker B.E. Microstructure and mechanical behavior of 17-4 precipitation hardenable steel processed by selective laser melting // Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. Vol. 23. No. 12. P. 4421–4428. http://doi.org/10.1007/s11665-014-1226-y
- 102. Röttger A., Geenen K., Windmann M., Binner F., Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 678. P. 365–376.

http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.012

- 103. Ziętala M., Durejko T., Polański M., Kunce I., Płociński T., Zieliński W., Łazińska M., Stępniowski W., Czujko T., Kurzydłowski K.J., Bojar Z. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 677. P. 1–10. http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.028
- 104. Abd-Elghany K., Bourell D.L. Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting // Rapid Prototyping Journal. 2012. Vol. 18. No. 5. P. 420–428. http://doi.org/10.1108/13552541211250418
- 105. Wu J.H., Lin C.K. Influence of high temperature exposure on the mechanical behavior and microstructure of 17-4 PH stainless steel // Journal of Materials Science. 2003. Vol. 38. No. 5. P. 965–971. http://doi.org/10.1023/A:1022377225704
- 106. Ning F., Cong W. Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process // Materials Letters. 2016. Vol. 179. P. 61–64. http://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.05.055
- **107.** LeBrun T., Nakamoto T., Horikawa K., Kobayashi H. Effect of retained austenite on subsequent thermal processing and resultant mechanical properties of selective laser melted 17-4 PH stainless

- 92. Hassanin H., Elshaer A., Benhadj-Djilali R., Modica F., Fassi I. Surface finish improvement of additive manufactured metal parts. *Micro and Precision Manufacturing*. 2018, pp. 145–164. http://doi.org/10.1007/978-3-319-68801-5 7
- **93.** Beiderbeck D., Deradjat D., Minshall T. *The Impact of Additive Manufacturing Technologies on Industrial Spare Parts Strategies*. 2018, 57 p.
- 94. Li Y., Jia G., Cheng Y., Hu Y. Additive manufacturing technology in spare parts supply chain: A comparative study. *International Journal of Production Research*. 2017, vol. 55, no. 5, pp. 1498–1515. http://doi.org/10.1080/00207543.2016.1231433
- **95.** Ziółkowski M., Dyl T. Possible applications of additive manufacturing technologies in shipbuilding: A review. *Machines*. 2020, vol. 8, no. 4, pp. 1–34. *http://doi.org/10.3390/machines8040084*
- 96. Oryshchenko A.S., Gorynin I.V., Kuznetsov P.A., Telenkov A.I., Savin V.I., Bobyr' V.V Additive technologies based on composite powder materials. *Additivnye tekhnologii v rossiiskoi promyshlennosti.* 2015, pp. 1–22. (In Russ.).
- 97. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A.* 2020, vol. 772, article 138633. http://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633
- 98. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2016, vol. 110, pp. 226–235. http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019
- 99. Sun Z., Tan X., Tor S.B., Yeong W.Y. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates. *Materials & Design*. 2016, vol. 104, pp. 197–204. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.035
- 100. Saeidi K., Kevetkova L., Lofaj F., Shen Z. Novel ferritic stainless steel formed by laser melting from duplex stainless steel powder with advanced mechanical properties and high ductility. *Materials Science and Engineering: A.* 2016, vol. 665, pp. 59–65. http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.027
- 101. Rafi H.K., Pal D., Patil N., Starr T.L., Stucker B.E. Microstructure and mechanical behavior of 17-4 precipitation hardenable steel processed by selective laser melting. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014, vol. 23, no. 12., pp. 4421–4428. http://doi.org/10.1007/s11665-014-1226-y
- 102. Röttger A., Geenen K., Windmann M., Binner F., Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 678, pp. 365–376.
  - http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.012
- 103. Ziętała M., Durejko T., Polański M., Kunce I., Płociński T., Zieliński W., Łazińska M., Stępniowski W., Czujko T., Kurzydłowski K.J., Bojar Z. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping. *Materials Science and Engineering: A.* 2016, vol. 677, pp. 1–10. http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.028
- 104. Abd-Elghany K., Bourell D.L. Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting. *Rapid Prototyping Jour*nal. 2012, vol. 18, no. 5, pp. 420–428. http://doi.org/10.1108/13552541211250418
- 105. Wu J.H., Lin C.K. Influence of high temperature exposure on the mechanical behavior and microstructure of 17-4 PH stainless steel. *Journal of Materials Science*. 2003, vol. 38, no. 5, pp. 965–971. http://doi.org/10.1023/A:1022377225704
- 106. Ning F., Cong W. Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process. *Materials Letters*. 2016, vol. 179, pp. 61–64. http://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.05.055
- 107. LeBrun T., Nakamoto T., Horikawa K., Kobayashi H. Effect of retained austenite on subsequent thermal processing and resultant mechanical properties of selective laser melted 17-4 PH stainless steel.

steel // Materials & Design. 2015. Vol. 81. P. 44–53. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.026

108. Sander G., Babu A.P., Gao X., Jiang D., Birbilis N. On the effect of build orientation and residual stress on the corrosion of 316L stainless steel prepared by selective laser melting // Corrosion Science. 2021. Vol. 179. Article 109149. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109149

109. Melia M.A., Nguyen H.D.A., Rodelas J.M., Schindelholz E.J. Corrosion properties of 304L stainless steel made by directed energy deposition additive manufacturing // Corrosion Science. 2019. Vol. 152. P. 20–30. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.02.029

- 110. Shahriari A., Khaksar L., Nasiri A., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Mohammadi M. Microstructure and corrosion behavior of a novel additively manufactured maraging stainless steel // Electrochimica Acta. 2020. Vol. 339. Article 135925. http://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.135925
- 111. Wang L., Dong C., Man C., Kong D., Xiao K., Li X. Enhancing the corrosion resistance of selective laser melted 15-5PH martensite stainless steel via heat treatment // Corrosion Science. 2020. Vol. 166. Article 108427. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108427
- 112. Barroux A., Ducommun N., Nivet E., Laffont L., Blanc C. Pitting corrosion of 17-4PH stainless steel manufactured by laser beam melting // Corrosion Science. 2020. Vol. 169. Article 108594. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108594
- 113. Alvi S., Saeidi K., Akhtar F. High temperature tribology and wear of selective laser melted (SLM) 316L stainless steel // Wear. 2020. Vol. 448–449. Article 203228. http://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203228
- 114. Lashgari H.R., Xue Y., Onggowarsito C., Kong C., Li S. Microstructure, tribological properties and corrosion behaviour of additively manufactured 17-4PH stainless steel: Effects of scanning pattern, build orientation, and single vs. double scan // Materials Today Communications. 2020. Vol. 25. Article 101535. http://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101535
- 115. Sanjeev K.C., Nezhadfar P.D., Phillips C., Kennedy M.S., Shamsaei N., Jackson R.L. Tribological behavior of 17–4 PH stainless steel fabricated by traditional manufacturing and laser-based additive manufacturing methods // Wear. 2019. Vol. 440–441. Article 203100. http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203100

Materials & Design. 2015, vol. 81, pp. 44–53. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.026

- 108. Sander G., Babu A.P., Gao X., Jiang D., Birbilis N. On the effect of build orientation and residual stress on the corrosion of 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *Corrosion Science*. 2021, vol. 179, article 109149. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109149
- 109. Melia M.A., Nguyen H.D.A., Rodelas J.M., Schindelholz E.J. Corrosion properties of 304L stainless steel made by directed energy deposition additive manufacturing. *Corrosion Science*. 2019, vol. 152, pp. 20–30. *http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.02.029*
- 110. Shahriari A., Khaksar L., Nasiri A., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Mohammadi M. Microstructure and corrosion behavior of a novel additively manufactured maraging stainless steel. *Electrochimica Acta*. 2020, vol. 339, article 135925. http://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.135925
- 111. Wang L., Dong C., Man C., Kong D., Xiao K., Li X. Enhancing the corrosion resistance of selective laser melted 15-5PH martensite stainless steel via heat treatment. *Corrosion Science*. 2020, vol. 166, article 108427. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108427
- 112. Barroux A., Ducommun N., Nivet E., Laffont L., Blanc C. Pitting corrosion of 17-4PH stainless steel manufactured by laser beam melting. *Corrosion Science*. 2020, vol. 169, article 108594. http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108594
- 113. Alvi S., Saeidi K., Akhtar F. High temperature tribology and wear of selective laser melted (SLM) 316L stainless steel. *Wear*. 2020, vol. 448–449, article 203228. http://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203228
- 114. Lashgari H.R., Xue Y., Onggowarsito C., Kong C., Li S. Microstructure, tribological properties and corrosion behaviour of additively manufactured 17-4PH stainless steel: Effects of scanning pattern, build orientation, and single vs. double scan. *Materials Today Communications*. 2020, vol. 25, article 101535. http://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101535
- 115. Sanjeev K.C., Nezhadfar P.D., Phillips C., Kennedy M.S., Shamsaei N., Jackson R.L. Tribological behavior of 17–4 PH stainless steel fabricated by traditional manufacturing and laser-based additive manufacturing methods. *Wear.* 2019, vol. 440–441, article 203100. http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203100

### Сведения об авторах / Information about the authors

Алексей Георгиевич Колмаков, член-корреспондент РАН, д.т.н., заведующий лабораторией, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН ORCID: 0000-0002-4907-951X *E-mail:* akolmakov@imet.ac.ru

Александр Юрьевич Иванников, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН ORCID: 0000-0003-1113-391X

*E-mail:* aivannikov@imet.ac.ru

*Михаил Александрович Каплан, младший научный сотрудник,* Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН *ORCID:* 0000-0002-8635-0719 *E-mail:* mkaplan@imet.ac.ru

**Андрей Александрович Кирсанкин,** к.ф.м.н, старший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-9206-7805 E-mail: akirsankin@imet.ac.ru

*Михаил Анатольевич Севостьянов,* к.т.н, ведущий научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН *ORCID:* 0000-0003-2652-8711 *E-mail:* msevostyanov@imet.ac.ru Aleksei G. Kolmakov, Corresponding Member of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-4907-951X E-mail: akolmakov@imet.ac.ru

Aleksandr Yu. Ivannikov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-1113-391X E-mail: augumikar@imat.com

E-mail: aivannikov@imet.ac.ru

Mikhail A. Kaplan, Junior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-8635-0719 E-mail: mkaplan@imet.ac.ru

Andrei A. Kirsankin, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-9206-7805

*E-mail:* akirsankin@imet.ac.ru

Mikhail A. Sevost'yanov, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-2652-8711

*E-mail:* msevostyanov@imet.ac.ru
#### © 2021. Колмаков А.Г., Иванников А.Ю., Каплан М.А., Кирсанкин А.А., Севостьянов М.А. Коррозионностойкие стали в аддитивном ...

#### Вклад авторов:

Колмаков А.Г. – научное руководство, анализ статьи.

Иванников А.Ю. – подготовка текста главы «Изделия из нержавеющих стальных порошков, полученные методами аддитивного прототипирования».

Каплан М.А. – подготовка текста главы «Аддитивные методы получения деталей».

*Кирсанкин А.А.* – подготовка текста главы «Методы получения сферических порошков для аддитивного производства». *Севостьянов М.А.* – доработка текста, корректировка выводов.

Поступила в редакцию 30.06.2021	Received 30.06.2021
После доработки 08.07.2021	Revised 08.07.2021
Принята к публикации 28.08.2021	Accepted 28.08.2021

© 2021. Zaparii Vas.V., Mel'nikov N.N., Gizhevskii B.A., Zaparii V.V. Contribution of soviet metallurgy to creation and serial production of KV heavy ...

**МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАLLURGICAL TECHNOLOGIES** 



## Оригинальная статья

УДК 669.1:623.412 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-651-659



# Вклад советской металлургии в создание и начало серийного производства советского тяжелого танка серии «КВ» (1939 – 1941 гг.)

Вас. В. Запарий<sup>1</sup>, Н. Н. Мельников<sup>1</sup>, Б. А. Гижевский<sup>2</sup>, В. В. Запарий<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт истории и археологии УрО РАН (Россия, 620990, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 16)

<sup>2</sup> Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН (Россия, 620990, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Тяжелый танк КВ стал одной из легенд Великой Отечественной войны и одной из наиболее узнаваемых боевых машин тех лет. Оценка танка, его конструктивных особенностей и практики применения в научной, научно-популярной литературе и публицистике до сих пор неоднозначна: от восхваления до отрицания. Историческая память о данной боевой машине активно живет своей жизнью не только на страницах книг, но и в виртуальном пространстве, в ветках тематических интернет-форумов и компьютерных игр. Тяжелый танк серии «КВ» был разработан и принят на вооружении в самом конце 1939 г. Специально для него была создана новая марка броневой стали 42С, которая отличалась относительно низким содержанием легирующих элементов и высокой приспособленностью для массового производства. Авторы серьезно изучили этапы производства брони и трудности при ее создании, а также показали огромный вклад металлургов в создание боевой машины. В итоге инженерных изысканий и решающего вклада металлургии, получилась грозная машина, обладавшая толстой броней (75 мм) и достаточно мощным вооружением (76,2-мм пушка). В то же время танк имел целый комплекс недостатков, снижающих эффективность его боевого применения. Общая неотработанность конструкции и архаичные технологические решения создавали серьезные проблемы как в производстве, так и в последующей эксплуатации нового тяжелого танка. История изучения танка позволяет по-новому взглянуть на давние славные традиции национальной инженерной школы в области металлургии и ее решающий вклад в дело победы в Великой Отечественной войне.

Ключевые слова: танкостроение, война, броня средней твердости, 42С, металлургия, экономика, Кировский завод, Ижорский завод, НИИ-48

- Финансирование: Историческая часть работы выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках гранта № 19–09-00050; металловедческая часть работы выполнена в рамках программы «Спин» Г.р. № АААА-А18-118020290104-2.
- Для цитирования: Запарий Вас.В., Мельников Н.Н., Гижевский Б.А., Запарий В.В. Вклад советской металлургии в создание и начало серийного производства советского тяжелого танка серии «КВ» (1939 1941 гг.) // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 651–659. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-651-659

#### **Original article**

# CONTRIBUTION OF SOVIET METALLURGY TO CREATION AND SERIAL PRODUCTION OF KV HEAVY TANK (1939 – 1941)

Vas. V. Zaparii<sup>1</sup>, N. N. Mel'nikov<sup>1</sup>, B. A. Gizhevskii<sup>2</sup>, V. V. Zaparii<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Institute of History and Archeology, Ural Branch of the Russian Academy of Science (16 S. Kovalevskoi Str., Yekaterinburg 620990, Russian Federation)

<sup>2</sup>M.N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (18 S. Kovalevskoi Str., Yekaterinburg 620990, Russian Federation)

<sup>3</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

*Abstract.* The KV heavy tank stays among the legends of the Great Patriotic War and one of the most recognizable combat vehicles of those years. The assessment of the tank, its design features and practice of operation, in scientific, popular science literature, and journalism, is still ambiguous: from praise to denial. Historical memory of this combat vehicle is actively living its life not only on pages of the books, but also in the virtual space, in the branches of thematic Internet forums and computer games. The heavy tank of KV series was developed and put into service at the very end of 1939. A new grade of 42S armor steel was created especially for it, which was distinguished by a relatively low content of alloying elements and high adaptability for mass production. The authors seriously studied the stages of armor production and the difficulties in its creation. They show the enormous contribution of metallurgists to the creation of a combat vehicle. As a result of engineering research and the decisive contribution of metallurgy, a formidable machine was obtained, possessing thick armor (75 mm) and quite powerful armament (76.2 mm cannon). At the same time, the tank had a whole range of disadvantages that reduce the effectiveness of its combat use. The general lack of development of the design and

archaic technological solutions created serious problems both in the production and in the subsequent operation of this tank. History and tradition of searching the tank allows taking a fresh look at the long glorious traditions of the national engineering school in the field of metallurgy, and its decisive contribution to the Victory in the Great Patriotic War.

Keywords: tank building, war, armor of medium hardness, 42S steel, metallurgy, economics, Kirovsky plant, Izhora plant, central research institute NII-48

Funding: The historical part of the work was supported by the Russian Foundation for Basic Research within the framework of grant No. 19-09-00050; the metallurgical part of the work was performed within the framework of the program "Spin" No. AAAA-A18-118020290104-2.

For citation: Zaparii Vas.V., Mel'nikov N.N., Gizhevskii B.A., Zaparii V.V. Contribution of soviet metallurgy to creation and serial production of KV heavy tank (1939 – 1941). Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 651–659. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-651-659

### Введение

Создание тяжелого танка КВ происходило во второй половине 1930-х годов, в сложных для СССР внутрии внешнеполитических условиях. Гражданская война в Испании показала, что принятые в первой половине 1930-х годов стандарты бронирования танков (противопульная броня в диапазоне толщин от 13 до 20 мм) не удовлетворяют требованиям защищенности от массово появившейся на поле боя противотанковой артиллерии. Более того, к 1936 г. французские конструкторы сумели разработать и подготовить к серийному производству несколько моделей тяжелых, средних и легких танков с противоснарядным бронированием [1]. К этому моменту большинство серийных танков Красной армии (которые с большим трудом производила советская танковая промышленность) оказались именно машинами с противопульной броней, даже знаменитые «Пятиглавые драконы РККА» – Т-35 (рис. 1). Более того, танк Т-35 был дорог и очень сложен в производстве (всего за 1932 – 1939 гг. было изготовлено до 59 машин), имел проблему с надежностью ходовой части и трансмиссии, а эффективное управление огнем пяти башен было невозможно по техническим причинам. Паллиативная модернизация Т-35, выразившаяся в установке на поздних сериях конических башен и дополнительной броне экранов, не могла принципиально улучшить боевые возможности танка Т-35, бесповоротно устаревшего к началу 1940-х годов.



Рис. 1. Пятибашенный танк особого назначения Т-35

Fig. 1. Five-turret special purpose tank T-35

Это заставило высшее военно-политическое руководство СССР инициировать разработку нового проекта тяжелого танка. В августе 1938 г. вышло постановление Комитета Обороны при СНК СССР «О системе танкового вооружения РККА», где были сформулированы основные требования к гусеничному «танку прорыва (истребителю ПТО [противотанковой обороны])» [2]. Машина должна была обладать способностью противостоять не только малокалиберной противотанковой артиллерии (калибром от 20 до 50 мм), но и пушкам дивизионного калибра (75 – 105 мм). Разработка концепта была начата в том же году в КБ ХПЗ и ленинградского «куста» предприятий – Кировского завода и завода № 185 им. Кирова. В ходе работ конструкторы постепенно отказались от идеи трех башен в пользу двухбашенной схемы (одна башня с 45-мм пушкой, а вторая башня с 76,2-мм), чтобы утяжелить броню. К середине 1939 г. конструкторские бюро Кировского завода и завода № 185 представили два примерно равноценных прототипа: Т-100 и СМК (Сергей Миронович Киров) (рис. 2, 3).

В качестве инициативного проекта был изготовлен облегченный вариант СМК - проектный танк КВ (Климент Ворошилов) с одной башней, корпус укорочен на два опорных катка, а вместо авиационного мотора ГАМ-34 установлен вновь разработанный дизель В-2. С началом советско-финской войны (1939 – 1940 гг.) все три прототипа отправились на фронт для испытаний в боевой обстановке (рис. 4). Испытания КВ в боевых условиях показали преимущества облегченной конструкции и надежность броневой защиты, которая не пробивалась финской противотанковой артиллерией. Однако действия танка непосредственно против фортификационных сооружений линии Маннергейма огнем штатной пушки Л-11 (76,2-мм) оказались малоэффективны, что привело к созданию КВ-2 – версии повышенной мощности, вооруженной 152-мм пушкой [3] (рис. 5). Проект «КВ» настолько удачно показал себя, что уже 19 декабря 1939 г. был принят на вооружение совместно с другими новыми машинами – средним Т-34 и легким плавающим Т-40 [2]. А уже с февраля 1940 г. началось его серийное производство на Кировском заводе в Ленинграде.

## Исследование свойств броневой стали

В развитии броневой защиты боевых машин был осуществлен существенный прорыв, позволивший соз-



Рис. 2. Опытный тяжелый двухбашенный танк T-100 Fig. 2. Experimental heavy twin-turret tank T-100

дать целую серию опытных марок противоснарядной брони. Эти изыскания шли параллельно с созданием брони высокой твердости 8С, которая впоследствии устанавливалась на легкие и средние танки. При проектировании новых тяжелых танков специалисты основных броневых заводов и Научно-исследовательского института № 48 (НИИ-48 или Броневой институт) искали химический состав и физические свойства металла, способного выдерживать попадание снарядов калибром 75 мм и более. Изучалось множество различ-



Рис. 3. Опытный тяжелый двухбашенный танк СМК

Fig. 3. Experimental heavy twin-turret tank SMK



Рис. 4. Тяжелый танк КВ-1 с пушкой Л-11

Fig. 4. Heavy tank KV-1 with L-11 cannon

ных видов брони. Опытным путем было установлено, что лучше всего подходит гомогенная броня средней твердости. Исследования по созданию новой системы бронирования тяжелых танков начинались на основе броневой стали ФД-7954, отличавшейся относительно высокой степенью легированности (содержание никеля доходило до 2,7 %, см. таблицу).

Броня высокой твердости давала значительные хрупкие поражения (отколы, проломы, превышающие калибр снаряда) при попадании снарядов среднего калибра, обладающих высокой кинетической энергией. Напротив, броня средней твердости таких последствий не вызывала. По нормативам предвоенного времени твердость средней брони составляла по диаметру отпечатка Бринелля  $d_{10}$  3,35 – 3,60 мм, что соответствует 331 – 285 НВ [4]. Разработка соответствующей броневой стали НИИ-48 проводил с Ижорским заводом, имевшим опыт создания корабельной и танковой бро-



Рис. 5. Тяжелый танк КВ-2

Fig. 5. Heavy tank KV-2

Химический состав марок броневой стали, % [5]<sup>2,3</sup>

Марка броневой	Химический состав, %							
стали	С	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	Мо
ФД-7954	0,32 - 0,36	0,15-0,35	0,30 - 0,50	≤0,025	≤0,030	2,30 - 2,70	2,20-2,70	0,30 - 0,45
42C	0,26 - 0,32	0,15-0,35	0,30 - 0,50	≤0,030	≤0,030	2,30 - 2,70	1,00 - 1,50	0,22 - 0,30
28C	0,26 - 0,32	0,15-0,35	0,30 - 0,50	н. д.	н. д.	2,30 - 2,70	1,00 - 1,50	0,30 - 0,40
60-мм броня	0.21 0.27			0.400 0.570	0.017 0.200	0.027 0.027	2 20 2 50	0.40 0.49
Mk.III «Valentine»	0,31 - 0,37	_	_	0,400 - 0,570	0,017 - 0,200	0,027 - 0,037	3,20 - 3,50	0,40 - 0,48
Броня PzKpfw VI	0,44 - 0,56	0,30 - 0,45	0,50 - 0,90	н. д.	н. д.	1,80 - 2,50	до 5,00	0,40 - 0,60

#### Chemical composition of armored steel grades, % [5]<sup>2,3</sup>

ни. Важным преимуществом гомогенной брони средней твердости являлась низкая склонность к образованию трещин при сварке и обработке, что оказалось серьезной проблемой для брони высокой твердости 8С, используемой для танка Т-34. Кроме этого, высокая пластичность давала возможность выполнять правку и производить гнутые детали в холодном состоянии после соответствующей термической обработки. Эти технологические преимущества упрощали и удешевляли в целом танковое производство с использованием брони средней твердости. Однако следует отметить, что броня средней твердости обладала меньшей противоснарядной стойкостью по сравнению с броней высокой твердости при обстреле артиллерией калибра меньше 50 мм. Для защиты от снарядов калибра 45 мм требовалась броня средней твердости толщиной свыше 50 мм, в то же время для этой цели было достаточно брони высокой твердости толщиной 35 мм [5]. Новые марки броневой стали обладали оптимальными возможностями для организации серийного производства, так как для нее не было необходимости создавать сложные технологические процессы [6]. Другим важным фактором стала относительно низкая легируемость металла хромом и никелем. На основе ФД-7954 совместными усилиями Ижорского завода и НИИ-48 для серийного производства КВ была создана новая марка – ФД-6933 (42С<sup>1</sup>), отличавшаяся резко сниженным содержанием никеля. К примеру, броня германских тяжелых танков PzKpfw VI «Тигр» превосходила броню танков КВ (42С) по содержанию никеля в три и более раза, а 60-мм броня британского танка Mk.III «Валентайн» содержала никеля в 2-3 раза больше. Однако отметим, что в британской броне было крайне мало хрома (сотые доли процента), но 42С содержала молибдена меньше в два раза, чем зарубежные аналоги (см. таблицу).

<sup>1</sup> В рукописи по истории деятельности военной приемки на Уралмашзаводе в годы войны сталь брони танка КВ, которая применялась до начала 1942 г., обозначена как 28С. Совпадение химического состава с маркой 42С практически полное, за исключением содержания молибдена. Это позволяет сделать вывод о том, что речь идет именно о стали 42С<sup>3</sup>.

Создание брони 42С открывало широкие возможности в дальнейшем привлекать к бронепроизводству заводы, ранее не имевшие опыта изготовления броневого металла. В то же время, относительно низкая легируемость позволяла увеличить объем изготовляемого металла. У гомогенной брони был существенный недостаток: она хорошо сопротивлялась только тупоголовым снарядам, но очень плохо - снарядам с остроконечной головной частью. Начальник специального технического бюро Наркомата тяжелого машиностроения (НКТМ) Н.А. Рудаков в декабре 1940 г. считал более перспективной гетерогенную броню, имевшую лучшие показатели для остановки остроголовых снарядов. Во время финской кампании два испытуемых танка КВ получили (в числе прочих) по одному попаданию по нормали (т. е. под прямым углом) остроголовым снарядом калибра 37 мм. В обоих случаях снаряд углубился в толщу брони на 68 мм, что создавало опасность пробития брони даже относительно небольшими калибрами. Н.А. Рудаков предлагал разработать технологию производства цементированной брони. Даже начались соответствующие эксперименты на Ижорском заводе [2]. Советская металлургическая промышленность, занятая в танкостроении, все предвоенные годы или осваивала, или уже выпускала серийно гомогенную броневую сталь в существующей номенклатуре. Пожелание Н.А. Рудакова так и осталось нереализованным. Вскоре он сам признал, что на данном этапе исследований цементированная броня для танка КВ получается «такой же или даже хуже по стойкости, чем не цементированная (гомогенная)». По его словам, преимущества цементированной брони были проявлены только при больших толщинах (более 150 мм) [2]. Еще в 1940 г. работы по изучению цементированной брони были прекращены, поскольку получить положительных результатов не удалось<sup>4</sup>.

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Российский государственный архив экономики. Фонд 8756. Опись 7. Дело 82.

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Государственный архив Свердловской области. Фонд Р-262. Опись 1. Дело 69.

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup> Центральный государственный архив историко-политических документов Санкт-Петербурга. Фонд 25. Опись 13-а. Дело 77.



Fig. 6. Armor diagram of heavy tank KV-1

#### Результаты и анализ их исследования

Вплоть до конца весны 1940 г. Кировский завод изготавливал так называемые танки «установочной партии», когда шло освоение производства новой боевой машины. Серийный выпуск КВ начался только летом: в конце мая 1940 г. завод получил задание выпустить до конца года 230 танков (130 КВ-1 и 100 КВ-2). Уникальность принятия на вооружение нового тяжелого танка была в том, что он не прошел настоящих полигонных испытаний. Танки КВ-1 и КВ-2 хорошо показали себя в боевых условиях на линии Маннергейма, но длительных проверок на надежность они не проходили. И только после старта производственной программы Кировского завода в июне Главное автобронетанковое управление (ГАБТУ) РККА начало ходовые испытания для «выявления всех дефектов». Однако эти испытания нельзя считать достаточными для принятия машины на вооружение, поскольку в них не вошли обязательные в таких случаях «специальные условия» - различные искусственные и естественные препятствия, которые должен был преодолеть испытуемый танк в течение длительного пробега. Но даже такая, усеченная проверка выявила большое количество дефектов. В целом машина была признана работоспособной, но отдельные узлы и агрегаты требовали «срочной доводки» [7]. Таким образом, в конце 1939 г. на вооружение была принята совершенно «сырая» машина, требовавшая длительных мероприятий по усовершенствованию и доработке, которые, по большому счету, нужно было провести еще до принятия на вооружение. В реальности же они начались только во второй половине 1940 г. вместе с началом серийного производства. Кировский завод вынужден был параллельно и выпускать, и дорабатывать КВ-1 и КВ-2. В итоге завод сконцентрировался на выполнении плана производства: по итогам года он выпустил 243 тяжелых танка<sup>5</sup>. Постепенно, медленно, но шло устранение конструктивных недостатков машины. А значит, Кировский завод менял технологический процесс на протяжении всего этого времени. В течение III квартала 1940 г. в конструкцию танка КВ было внесено 1671 изменение, из которых 153 были связаны с изменениями технологического процесса [7].

Оценивая проект «КВ» в общем, необходимо отметить, что для своего времени это была выдающаяся боевая машина, сочетавшая в себе мощное бронирование (60-75 мм) (рис. 6) из вновь разработанной гомогенной брони средней твердости 42С, вооружение (76,2-мм пушка и три пулемета ДТ), торсионную подвеску и мощный дизельный двигатель В-2К номинальной мощностью до 600 л.с. [3]. Уточним, что на вооружение принимался КВ (позже он получил обозначение КВ-1), вооруженный 76,2-мм пушкой Ф-32. Однако Комитет обороны разрешил Кировскому заводу временно (до начала серийного производства Ф-32) устанавливать пушку Л-11 [2]. Все эти элементы сами по себе не могут считаться абсолютным новшеством, и уже были ранее воплощены в зарубежном и советском танкостроении, однако их удачное сочетание превращало КВ в один из сильнейших танков начального этапа Второй мировой войны. Тем не менее, машина имела ряд недостатков, которые были характерны для большинства светских танков 1930-х годов. В первую очередь, это слабая техническая надежность трансмиссии и ее достаточно архаичная по мировым меркам конструкция (использование бортовых фрикционов). Несовершенные конструкции систем фильтрации поступающего воздуха и охлаждения двигателя заметно осложняли эксплуатацию и снижали общий ресурс мотора. Большой проблемой была плохая обзорность из танка, особенно водителя и командира. Общая низкая техническая надежность машины говорила о «сырости» и неотработанности конструкции, однако эти проблемы надеялись преодолеть в ходе серийного выпуска путем постепенной модернизации [1].

Отдельно нужно сказать про трансмиссию КВ. По мнению начальника Управления госрезервов при СНК

<sup>&</sup>lt;sup>5</sup> Российский государственный архив экономики. Фонд 8752. Опись 4. Дело 728.

СССР М. Данченко, новые тяжелые танки по своей идее, вооружению, весу, броневой защите, подвижности в основном отвечали боевым требованиям. Но имеющаяся трансмиссия не могла обеспечить должную гибкость при маневрировании и приводила к излишнему износу ходовой части. М. Данченко указывал, что КВ не может быть принят для массового вооружения. Существующие бортовые фрикционы не позволяли осуществлять эффективный поворот. Одна из гусениц или отключалась, или блокировалась. Так получался либо широкий радиус поворота (на ходу), либо разворот на месте, но в обоих случаях с избыточной потерей мощности. Современные требования, по мнению М. Данченко, запрашивали уже иной механизм поворота [2]. На тот момент был известен планетарный механизм гусеничной машины, гораздо более сложный в техническом плане, но позволявший машине эффективно совершать маневры. На советских легких и средних танках применялись многодисковые фрикционы сухого трения (главный и бортовые) и четырехступенчатая КПП. Именно с помощью бортовых фрикционов блокировалась та или иная гусеница и осуществлялся поворот. Такая система обеспечивала высокую скорость при движении по прямой, в этом было ее главное преимущество. Но данная трансмиссия, кроме потери мощности при маневрировании, во-первых, требовала очень высоких усилий механика-водителя для совершения маневра, а во-вторых, была крайне ненадежной в эксплуатации. Фрикционы достаточно быстро выходили из строя («сжигались») неопытным механикомводителем или «залипали» в случае попадания масла (что случалось относительно часто).

Трансмиссия КВ была устроена несколько иначе. Система фрикционов была той же. Отличая были в пятискоростной КПП и бортовых планетарных редукторах (по одному на борт), которые резко ослабляли усилие на поворотный рычаг водителя. Однако редукторы забирали часть мощности двигателя и, главное, снижали скорость машины. Но для тяжелого танка не требовалось высоких скоростей. По существу письма М. Данченко возражали председатель Комитета обороны при СНК К.Е. Ворошилов и нарком Средмаша В.А. Малышев. В части критики КВ они считали, что М. Данченко сделал неправильные выводы о невозможности принятия танка на массовое вооружение, поскольку это «противоречит опыту длительных испытаний, подтвердившему удовлетворительную маневренность КВ во всех отношениях». Но согласились с тем, что недостатки существующего механизма поворота требуют дальнейших изысканий и появления нового агрегата [2]. Эти изыскания вплоть до начала войны остались преимущественно только проектами.

Параллельно со становлением производства КВ в Ленинграде летом 1940 г. было начато существенное расширение производственной базы танкостроения. Тяжелые танки серии «КВ» решено было изготавливать

в Челябинске. Производство тяжелого танка планировалось осуществлять силами двух предприятий. Приказом по Наркомату среднего машиностроения от 20 июня 1940 г. на Челябинском тракторном заводе (ЧТЗ) предписывалось организовать сборочное производство тяжелых танков серии «КВ». До конца года необходимо было выпустить опытную партию танков в количестве 5 шт., а в следующем году перейти на серийное производство и изготовить 300 танков КВ-1 и КВ-2. Изготовление броневых корпусов и башен КВ возлагалось на Челябинский завод № 78 Наркомата боеприпасов (НКБ) СССР<sup>6, 7</sup>. Пока корпусный участок завода № 78 НКБ находился в стадии становления, эту продукцию на Урал поставлял основной (и пока единственный) изготовитель броневых корпусов для КВ – Ижорский завод. Кировский завод обеспечивал сборочное производство ЧТЗ прокатом и слитками специальных марок сталей. Двигатели, электрооборудование, рации и другие комплектующие поступали с других предприятий<sup>6</sup>. Танковые пушки для КВ поставлял Кировский завод<sup>8</sup>.

Выпуск новой техники сразу же столкнулся с серьезными проблемами. Организация тракторного производства на ЧТЗ и выпуск тяжелого танка на Кировском заводе, несмотря на кажущуюся схожесть, принципиально отличались друг от друга. В первом случае это была относительно отлаженная, крупносерийная поточная сборка такой массовой машины, как трактор, которая не требовала большого количества высококвалифицированных рабочих. А новый тяжелый танк Кировского завода был абсолютно не приспособлен к массовому производству и требовал сборки стационарным методом, когда в сборочном цехе создается несколько постоянных площадок, где силами высококвалифицированных рабочих машина обрастает узлами и агрегатами. Свой первый танк ЧТЗ выпустил только в январе 1941 г., что фактически означало срыв планов по подготовке сборочного участка танкового производства в течение второй половины 1940 г. В первой половине 1941 г. правительство вынуждено было несколько корректировать планы танкового производства на ЧТЗ. Уже февральская программа была снижена до четырех танков. В марте коррекции подвергался общий план выпуска КВ на 1941 г. Теперь ЧТЗ должен был выпустить в течение года только 200 танков КВ-1. Новая программа предусматривала полное освоение танкового участка тракторного завода к апрелю<sup>8,9</sup>. Новый, сниженный план I квартала 1941 г. заводу удалось выполнить на 40 % (изготовлено 4 танка из 10),

<sup>&</sup>lt;sup>6</sup> Объединенный государственный архив Челябинской области. Фонд Р-792. Опись 1. Дело 57.

<sup>&</sup>lt;sup>7</sup> Объединенный государственный архив Челябинской области. Фонд П-288. Опись 42. Дело 14.

<sup>&</sup>lt;sup>8</sup> Российский государственный архив экономики. Фонд 8115. Опись 8. Дело 79.

<sup>&</sup>lt;sup>9</sup> Российский государственный архив экономики. Фонд 8115. Опись 8. Дело 77.

а за весь II квартал из запланированных 35 танков был изготовлен 21, что составило 60 % от плана<sup>10, 11</sup>. Заводу все еще остро не хватало специалистов и мощностей. Кроме того, ЧТЗ так и не смог освоить производство топливных насосов для дизельных двигателей. Еще хуже дела развивались на бронекорпусном производстве. Завод № 78 НКБ должен был в январе 1941 г. изготовить первые 5 корпусов тяжелого танка, к маю выйти на уровень выпуска 30 корпусов в месяц, а с августа выпускать 35 корпусов ежемесячно<sup>12</sup>. По плану предприятие должно было запустить бронекорпусной участок в течение четвертого квартала 1940 г. Но к концу января 1941 г. завод № 78 получил только 87 единиц из 526<sup>13</sup>. Следовательно, к моменту планируемого начала выпуска корпусов завод еще находился в самом начале подготовки корпусного участка. На 1 мая 1941 г. завод смог подготовить для нужд броневого производства новый механический цех на 62,5 %, а термопрессовый и сборочный цехи только на 2,3 и 5,7 % соответственно<sup>14</sup>. Предприятие не в состоянии было приступить к изготовлению корпусов в ближайшее время. Это случилось уже после начала войны и завершения эвакуации. В мае советское руководство приняло на вооружение новый тяжелый танк КВ-3 (постановление СНК и ЦК ВКП(б) № 1217-503сс от 2 мая 1941 г.), выпускать который должен был Кировский завод. Производство нового танка необходимо было подготовить к июлю 1941 г. Соответственно, вся программа по выпуску танков КВ-1 и КВ-2 отныне полностью поручалась ЧТЗ<sup>15</sup>. Это постановление выглядело абсолютно волюнтаристским. В момент еще не оконченного этапа подготовки производства на Челябинский завод возлагалась вся ответственность оснащения бронетанковых сил страны на тот момент единственным тяжелым танком. Однако начавшаяся Великая Отечественная война помешала планам начала выпуска новой модификации КВ.

## Испытания танка КВ в США

В 1942 г., уже в ходе Великой Отечественной войны, советское правительство предоставило Соединенным Штатам Америки для исследования два танка – КВ-1 и Т-34. Это были машины, изготовленные на Урале в первой половине 1942 г. после эвакуации западных танкостроительных центров. Конечно, они несли на себе отпечаток новых производственных баз, страдающих от дефицита производственных ресурсов и квалифицированных кадров в еще большей степени, чем западные танковые заводы. Но в целом, результаты исследований на Абердинском полигоне (США, проводились с конца 1942 г. по весну 1943 г.) позволяют судить об особенностях конструкции новых советских бронемашин. На начальном этапе испытаний исследователи отмечали трудности в управлении КВ, но, с течением времени, выяснили, что управлять танком относительно легко, нужно было только получить некоторые навыки обращения с бортовыми фрикционами. Среди положительных моментов были отмечены:

 относительно удобное расположение экипажа (кроме водителя, которому мешал наклонный лобовой лист);

 хорошая плавность и скорость хода (до 21 мили в час);

 танк легко продолжал движение по грязи, снегу и песку, а большой клиренс и особенности подвески (торсионы и катки малого диаметра) приводили к самоочищению гусениц.

В то же время был выявлен комплекс негативных особенностей танка. Для получения хороших результатов при движении танка его механик-водитель должен обладать достаточно большим опытом, в противном случае машина будет часто выходить из строя. Гусеницы в целом выдерживают около 200 миль общего пробега, но после завершения испытаний выяснилось, что пальцы траков находятся в крайне изношенном состоянии. Отмечалась низкая надежность систем фильтрации воздуха и охлаждения двигателя. Именно из-за проблем с последним не удалось провести испытание тягового усилия на крюк, поскольку вода в системе охлаждения начинала закипать. Но самое главное – низкая надежность отдельных узлов и агрегатов, которые приводили к постоянным поломкам различной степени тяжести и временно выводили танк из строя<sup>16</sup>. Весь комплекс негативных факторов, выявленных в результате испытаний на Абердинском полигоне, убедительно показывает, что основной проблемой КВ была общая неотработанность конструкции и ненадежность отдельных деталей, которые были «ахиллесовой пятой» новой тяжелой машины. Требовалась еще длительная работа как по отработке конструкции танка, так и по отладке его серийного производства.

## Выводы

Именно в таком состоянии производство нового тяжелого танка встретило начало Великой Отечественной войны. Резкое увеличение танкостроительной программы в 1940 г. за счет подключения восточных машиностроительных и металлургических произ-

<sup>&</sup>lt;sup>10</sup> Объединенный государственный архив Челябинской области. Фонд Р-792. Опись 1. Дело 82.

<sup>&</sup>lt;sup>11</sup> Объединенный государственный архив Челябинской области. Фонд Р-792. Опись 1. Дело 84.

<sup>&</sup>lt;sup>12</sup> Российский государственный архив экономики. Фонд 7914. Опись 1. Дело 199.

<sup>&</sup>lt;sup>13</sup> Объединенный государственный архив Челябинской области. Фонд П-288. Опись 42. Дело 16.

<sup>&</sup>lt;sup>14</sup> Объединенный государственный архив Челябинской области. Фонд П-288. Опись 42. Дело 17.

<sup>&</sup>lt;sup>15</sup> Государственный архив Российской Федерации. Фонд Р-5446. Опись 106с. Дело 14.

<sup>&</sup>lt;sup>16</sup> Российский государственный архив экономики. Фонд 8752. Опись 4. Дело 575.

водств на фоне дефицитности ресурсной базы советской промышленности при условии незавершенности работ над конструкцией боевых машин не давали возможность обеспечить должного качества продукции при заданных объемах выпуска. Начальный период войны продемонстрировал, что появление на поле боя КВ (и Т-34), обладавших подавляющем огневым превосходством над всеми основными танками вермахта, заставило немецкие войска значительно изменить тактические принципы ведения боя. При этом общая потеря управляемости войск Красной армии летом 1941 г., слабая подготовка экипажей и техническая ненадежность КВ довоенного выпуска не позволили в полной мере реализовать возможности этого танка.

## Список литературы References

- Свирин М.Н. Броневой щит Сталина. История советского танка. 1937–1943. М.: Яуза, Эксмо, 2006. 448 с.
- Оборонно-промышленный комплекс СССР накануне Великой Отечественной войны (1938 – июнь 1941 г.). Сборник документов. Т. 4 / Под редакцией А.К. Соколова. Сост.: Т.В. Сорокина и др. М.: Книжный Клуб Книговек, 2015. 1120 с.
- Отечественные бронированные машины. XX век. 1905–1941. Т. 1. / А.Г. Солянкин, М.В. Павлов, И.В. Павлов, И.Г. Желтов. М.: Экспринт, 2002. 344 с.
- Сила брони. О танковой броне в 1920–1945 гг. Вклад ЦНИИ-48: Историко-научное повествование / А.С. Орыщенко, В.В. Цуканов, О.Э. Нигматулин и др. СПб: АНО ЛА «Профессионал», 2019. 326 с.
- 5. Орыщенко А.С., Цуканов В.В., Савичев С.А., Милейковский А.Б., Нигматулин О.Э. Гомогенная броня в СССР в период 1920–1947 гг. // Вопросы материаловедения. 2018. № 4. С. 221–239.
- Мельников Н.Н., Гижевский Б.А., Запарий Вас.В., Запарий В.В. История создания противоснарядной танковой брони 8С // Черные металлы. 2019. № 5. С. 70–76.
- Коломиец М.В. КВ. «Клим Ворошилов» танк прорыва. М.: Яуза, Эксмо, 2006. 136 с.

- Svirin M.N. Stalin's Armor Shield. History of the Soviet Tank. 1937–1943. Moscow: Yauza, Eksmo, 2006, 448 p. (In Russ.).
- The USSR Military-Industrial Complex on the Eve of the Great Patriotic War (1938 – June 1941). Coll. of documents. Vol. 4. Moscow: Knizhnyi Klub Knigovek, 2015, 1120 p. (In Russ.).
- Solyankin A.G., Pavlov M.V., Pavlov I.V., Zheltov I.G. Domestic Armored Vehicles. XX Century. 1905–1941. Vol. 1. Moscow: Eksprint, 2002, 344 p. (In Russ.).
- Oryshchenko A.S., Tsukanov V.V., Nigmatulin O.E. Strength of Armor. On Tank Armor in 1920–1945. Contribution of the Central Research Institute NII-48: Historical and Scientific Narrative. St. Petersburg: Professional, 2019, 326 p. (In Russ.).
- Oryshchenko A.S., Tsukanov V.V., Savichev S.A., Mileikovskii A.B., Nigmatulin O.E. Homogeneous Armor in the USSR in 1920–1947. *Voprosy materialovedeniya*. 2018, no. 4, pp. 221–239. (In Russ.).
- Melnikov N.N., Gizhevskii B.A., Zaparii Vas.V., Zaparii V.V. The history of creating cannon-proof 8S armor. *Chernye metally*. 2019, no. 5, pp. 70–76. (In Russ.).
- Kolomiets M.V. KV. "Klim Voroshilov" a Breakthrough Tank. Moscow: Yauza, Eksmo, 2006, 136 p. (In Russ.).

## Источники Sources

Российский государственный архив экономики.The Russian State Archive of Economics.Государственный архив Свердловской области.The State Archive of the Sverdlovsk Region.Центральный государственный архив историко-политических<br/>документов Санкт-Петербурга.The Central State Archive of Historical and Political Documents of<br/>St. Petersburg.Объединенный государственный архив Челябинской области.The United State Archive of the Chelyabinsk Region.Государственный архив Российской Федерации.The State Archive of the Russian Federation.

## Сведения об авторах / Information about the authors

Василий Владимирович Запарий, к.ист.н., доцент, научный сотрудник, Институт истории и археологии УрО РАН ORCID: 0000-0003-2716-2336 *E-mail:* pantera.zap@gmail.com

Никита Николаевич Мельников, к.ист.н., доцент, научный сотрудник, Институт истории и археологии УрО РАН *ORCID:* 0000-0003-1406-2993 *E-mail:* meln2011kit@gmail.com

Борис Александрович Гижевский, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН *ORCID*: 0000-0002-3549-3066

*E-mail:* gizhevskii@imp.uran.ru

Vasilii V. Zaparii, Cand. Sci. (Hist.), Assist. Prof., Research Associate, Institute of History and Archeology, Ural Branch of the Russian Academy of Science

ORCID: 0000-0003-2716-2336 E-mail: pantera.zap@gmail.com

Nikita N. Mel'nikov, Cand. Sci. (Hist.), Assist. Prof., Senior Researcher, Institute of History and Archeology, Ural Branch of the Russian Academy of Science ORCID: 0000-0003-1406-2993 *E-mail*: meln2011kit@gmail.com

Boris A. Gizhevskii, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher, M.N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-3549-3066 E-mail: gizhevskii@imp.uran.ru Владимир Васильевич Запарий, д.ист.н., профессор кафедры истории России Уральского гуманитарного института, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина ORCID: 0000-0002-3326-4796 E-mail: vvzap@mail.ru

Vladimir V. Zaparii, Dr. Sci. (Hist.), Prof. of the Chair of Russian History of Ural Institute of Humanities, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin ORCID: 0000-0002-3326-4796 E-mail: vvzap@mail.ru

Поступила в редакцию 11.06.2021 После доработки 25.06.2021 Принята к публикации 26.06.2021 Accepted 26.08.2021

Received 11.06.2021 Revised 25.08.2021

## МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ / METALLURGICAL TECHNOLOGIES



#### Оригинальная статья

УДК 669.1:669.781 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-660-668



## Перспективы использования бора в металлургии. Сообщение 2

В. И. Жучков<sup>1</sup>, О. В. Заякин<sup>1</sup>, А. А. Акбердин<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт металлургии УрО РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

<sup>2</sup> Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева (Республика Казахстан, 100009, Караганда, ул. Ермекова, 63)

Аннотация. Представлены перспективные направления использования бора и его соединений в процессах подготовки, металлургической переработки рудных материалов и выплавки стали с целью улучшения качества конечной продукции. Разработана эффективная технология силикотермического получения ферросиликобора, содержащего 0,6 - 2,0 % В и 60 - 80 % Si. Преимущество данной схемы обусловлено возможностью получения борсодержащего сплава попутно при выплавке ферросилиция. Экспериментально показано, что комплексный ферросиликобор имеет более высокие служебные характеристики, чем ферробор как с позиции его производства, так и применения для обработки стали. Результаты промышленных испытаний технологии микролегирования бором трубных марок стали с использованием нового комплексного ферросплава подтвердили высокую степень усвоения бора - до 96 %. Возможность широкого применения бора для микролегирования стали обусловлена его дешевизной, доступностью и экологичностью. Согласно проведенным расчетам, бор из комплексного ферросиликобора является наиболее дешевым микроэлементом, используемым для повышения прочностных характеристик стали. Добавки B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> могут успешно использоваться для формирования высокомагнезиальных жидкоподвижных сталеплавильных шлаков. Показано, что 0,37 – 0,55 % В,О<sub>2</sub> эффективно стабилизирует высокоосновные шлаки сталеплавильного и ферросплавного производств, позволяя устойчиво получать товарный кусковый материал. Приведенный обзор, результаты лабораторных и промышленных исследований показали возможность за счет широкого применения бора на разных стадиях металлургического производства повышать технико-экономические показатели производства и качество стали и ферросплавов, эффективно утилизировать отвальные шлаки. Выдвинутые и проверенные на металлургических предприятиях технические решения не требуют капитальных затрат и реализуются присадкой микродоз бора и его соединений в объекты металлургического производства.

Ключевые слова: металлургия, бор, ферросплав, сталь, шлак, физико-химические характеристики, микролегирование, стабилизация

Финансирование: Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН в рамках Программы фундаментальных исследований государственных академий.

Для цитирования: Жучков В.И., Заякин О.В., Акбердин А.А. Перспективы использования бора в металлургии. Сообщение 2 // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 660–668. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-660-668

**Original article** 

## PROSPECTS FOR USING BORON IN METALLURGY. REPORT 2

## V. I. Zhuchkov<sup>1</sup>, O. V. Zayakin<sup>1</sup>, A. A. Akberdin<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation) <sup>2</sup> Abishev Chemical-Metallurgical Institute (63 Ermekova Str., Karaganda 100009, Republic of Kazakhstan)

*Abstract.* The second part of the article presents perspective directions of using boron and its compounds in the preparation processes, metallurgical processing of ore materials and steel smelting in order to improve the quality of the final product. An efficient technology of silicothermal production of ferrosilicoboron containing 0.6 - 2.0 % B and 60 - 80 % Si has been developed. The advantage of this scheme is the possibility of obtaining a boron-containing alloy during ferrosilicon smelting. It has been experimentally shown that ferrosilicoboron has higher performance characteristics than ferroboron both in production and when used for steel processing. The results of industrial tests of the technology for microalloying pipe grades of steel with a new ferroalloy with boron confirmed a high degree of boron assimilation – up to 96 %. The possibility of widespread use of boron for steel microalloying is due to its cheapness, availability and environmental friendliness. According to the calculations, boron from complex ferrosilicoboron is the cheapest trace element used to increase the strength characteristics of steel. Additives of B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> can be successfully used to form high-magnesium liquid steel-making slags. It is shown that 0.37 - 0.55 % B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> effectively stabilizes the highly basic slags of the steel and ferroalloy industries. This operation allows obtaining a marketable lump material. The above review, results of the laboratory and industrial studies have shown the effectiveness of boron usage at different stages of metallurgical production. An increase in technical and economic indicators of production and quality of steel and ferroalloys, and effective disposal of waste slags is shown. The technical solutions advanced and tested at metallurgical enterprises do not require capital expenditures. They are implemented by adding microdosing of boron and its compounds to metallurgical production facilities.

Keywords: metallurgy, boron, ferroalloy, steel, slag, physical and chemical characteristics, microalloying, stabilization

*Funding:* The work was performed in accordance with the State Order of the IMET UB RAS within the framework of the Program of Fundamental Research of State Academies.

For citation: Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Akberdin A.A. Prospects for using boron in metallurgy. Report 2. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 660–668. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-660-668

### Введение

В современных условиях производства бор вводится в металлический расплав в виде ферросплавов. В России и за рубежом применяется, в основном, ферробор, содержащий 6 – 24 % В [1, 2].

Кроме ферробора, для легирования стали и чугуна бором применяются комплексные борсодержащие ферросплавы. Использование этих сплавов повышает эффективность легирования сталей бором по сравнению с ферробором [3].

В состав комплексных сплавов включены технологически необходимые элементы, усиливающие эффект микролегирования бором (Si, Al, Ti, Ca). Эти сплавы в России и за рубежом выпускаются в большом ассортименте.

Борсодержащие ферросплавы производятся карбо-, алюмино- и силикотермическими методами восстановления бора из оксидов, а также переплавом металла различного состава.

Восстановление бора углеродом до карбида  $B_4C$  термодинамически более предпочтительно. Поскольку карбид бора является очень прочным химическим соединением, то при карботермии полученные сплавы будут неизбежно содержать до 2 % С.

Совместное восстановление углеродом бора и кремния из оксидов позволяет получать высококремнистые сплавы с невысоким содержанием углерода. Процессы карботермического получения борсодержащих комплексных ферросплавов при совместном восстановлении бора, кремния, марганца, никеля имеют большое распространение.

Алюминотермический способ получения сплавов с бором приобрел широкое распространение благодаря высокой восстановительной способности алюминия. Этим способом получают самый распространенный в мире борсодержащий ферросплав – ферробор.

В качестве основного материала при выплавке ферробора с повышенным содержанием бора (марки ФБ20 и ФБ17) используется борный ангидрид (95 %  $B_2O_3$ ) или борная кислота (52 – 55 %  $B_2O_3$ ). Ферробор с пониженным содержанием бора (6 – 10 %) получают с применением боратовой руды (8 – 20 %  $B_2O_3$ ; 1,5 – 10 % SiO<sub>2</sub>; 15 – 25 % CaO; 10 – 30 % MgO; 3 – 5 % FeO). В боратовой руде содержится большое количество кристаллизационной влаги, углерода и серы. Для удаления вредных примесей боратовую руду необходимо подвергать обжигу в трубчатой печи при 700 – 800 °C.

Как правило, в качестве восстановителя для алюминотермического производства ферробора марок ФБ20 и ФБ17 используется порошок первичного алюминия, для ферробора остальных марок восстановителем служит вторичная алюминиевая стружка. Железо вводится в состав шихты в виде низкофосфористой железной руды или прокатной железной окалины. Основной флюсующей добавкой в шихте для получения ферробора служит свежеобожженная известь.

Ферробор имеет недостатки, заключающиеся в применении при его получении дорогостоящих шихтовых материалов (алюминия, борного ангидрида), низкой степени и стабильности усвоения бора при микролегировании стали.

Широкое применение бора для микролегирования стали обусловлено его дешевизной и доступностью, безопасностью применения и экологичностью.

В металлургии бор используют для модифицирования и микролегирования [4 – 10]:

 чугунов всех основных классов (ковких, серых, модифицированных, белых) с целью воздействия на формирование литой структуры и регулирования графитизации;

 конструкционных низколегированных и высокопрочных сталей для повышения прокаливаемости и механических характеристик;

 – жаропрочных сталей и сплавов на основе железа, хрома и никеля для повышения механических и жаропрочных свойств при повышенных температурах;

 коррозионностойких сталей и сплавов на основе железа, хрома и никеля для повышения их пластичности при горячей деформации, увеличения сопротивляемости межкристаллитной коррозии (МКК) в слабоокислительных средах и коррозионного растрескивания;

 нержавеющих сталей различных структурных классов, используемых в атомной энергетике, в том числе и для изготовления элементов биологической защиты;

 – литых тугоплавких сплавов на основе молибдена и вольфрама для измельчения структуры и рафинирования металла от кислорода, повышения его высокотемпературной пластичности;

– аморфных борсодержащих сплавов.

Микролегирование стали бором обеспечивает повышение устойчивости аустенита к распаду при его переохлаждении [11] и, как следствие, увеличение эффективности прокаливаемости. Известно, что микролегирование низкоуглеродистой стали бором способствует увеличению глубины закаленного слоя в два раза. Если марганец, хром и молибден улучшают прокаливаемость стали при введении в повышенных количествах, то положительное влияние бора проявляется при очень малых его концентрациях. Оптимальное количество бора, вызывающее наибольшее увеличение прокаливаемости конструкционной стали, определяется ее составом и по данным различных авторов колеблется в пределах 0,0005 – 0,0100 %.

Эффективность введения бора уменьшается с повышением температуры аустенизации. В отличие от бора, такие легирующие элементы, как марганец, хром и молибден улучшают прокаливаемость с повышением температуры предварительного нагрева под закалку.

Бор может влиять на свойства стали следующим образом [12 – 16]:

– повышать пластичность;

 уменьшать отрицательное влияние свободного азота путем связывания его в боро- и карбоборонитридные соединения, что увеличивает пластичность и деформируемость проката при холодном формоизменении;

 улучшать деформируемость неметаллических включений.

Автор работы [17] считает, что микролегирование бором является одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных и механических характеристик, экономии дефицитных легирующих элементов. Вследствие получения высокой прокаливаемости, прочности и пластичности в катаном и нормализованном состоянии, а также хорошей свариваемости, бор широко применяется при производстве низколегированной стали. Бор имеет невысокую раскислительную способность, но образует стойкие нитриды. Оптимальное содержание бора в стали составляет 0,001-0,005 %. При более высоком содержании (0,005 - 0,008 %) он образует легкоплавкую эвтектику, располагающуюся по границам зерен, что снижает прочностные свойства стали при нагреве, поэтому содержание бора в стали строго регламентируется.

Показано, что комплексное легирование позволяет предотвратить транскристаллизацию и измельчить микроструктуру в отливках [1, 18–21]. Отмечается склонность бора образовывать нитриды, поэтому авторы рекомендуют при раскислении и дегазации металла использовать активные элементы для большей эффективности введения малых добавок бора, так как на прокаливаемость влияет так называемый эффективный, т. е. находящийся в растворе бор.

Особое значение имеет использование бора при производстве современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов. Это связано с тем, что традиционные способы упрочнения трубных сталей на сегодняшний день практически исчерпаны. Современные трубные стали отличаются мелкозернистой структурой, основной составляющей которой является бейнит. При этом установлено, что чем выше класс прочности трубной стали, тем большей должна быть концентрация бейнита в ее структуре.

Перспективы использования бора в России могут возрасти при условии получения стабильных результатов исследований его усвоения и определения оптимальных концентраций в металле.

## Результаты исследований и их обсуждение

Эффективность легирования бором значительно повышается при совместном его вводе в сталь ферросплавами с химически активными элементами (Al, Si, Ti, Zr). Назначение активных компонентов ферросплава состоит в основном в том, чтобы связывать содержащиеся в стали кислород и азот в прочные соединения, предотвращая их взаимодействие с бором. Кроме того, эти компоненты положительно влияют на структуру стали.

В связи со сверхмалым содержанием бора в стали, целесообразно использовать борсодержащий ферросплав с пониженным до 0,6-3,0 % В. Это дает возможность увеличить массу вводимого в сталь борсодержащего сплава, повысить степень и стабильность усвоения бора.

Для выполнения указанных условий требуется применение комплексных (многокомпонентных) борсодержащих ферросплавов. Комплексные ферросплавы (КФ) следует создавать в наиболее благоприятных сочетаниях компонентов, способствующих необходимому эффективному воздействию на железоуглеродистый расплав и структуру твердого металла при высокой степени усвоения в нем полезных элементов. Следует отметить, что для получения комплексных ферросплавов можно применять рудное сырье менее высокого качества, чем для выплавки стандартных сплавов. Например, некондиционные материалы, отходы производства, бедные и комплексные руды и концентраты [22]. Из-за невысокой цены нетрадиционного сырья, возможности его использования и утилизации стоимость КФ будет более низкой, появится новая сырьевая база ферросплавного производства [23, 24].

Практика производства ферросплавов показывает, что благодаря более гибкому регулированию технологическими параметрами процесса выплавки КФ, например составом и температурой плавления шлака, размягчением и электросопротивлением шихты, удается получить сплавы в плавильных агрегатах с более высокими технико-экономическими показателями. Кроме того, КФ можно получать другими методами, например суспензионной разливкой. Данный метод заключается во вводе в жидкий ферросплав, находящийся в мульде разливочной машины конвейерного типа во время разливики, материала другого состава, который, растворившись, изменяет состав первоначально разливаемого металла.

Проведены исследования, направленные на разработку рационального состава и эффективной технологии получения новых комплексных ферросплавов с бором.

Для определения характеристик и рационального состава КФ в ИМЕТ УрО РАН разработана и использована комплексная схема, включающая следующие стадии:

 предварительный подбор элементов в сплаве в соответствии с составом и заданными свойствами обрабатываемых металлов;

 – определение рационального соотношения элементов на основе изучения физико-химических свойств сплавов и особенностей их взаимодействия с обрабатываемым расплавом [25].

В табл. 1. приведены составы изученных комплексных борсодержащих ферросплавов и их основные физико-химические характеристики:  $t_{\rm H}$  – температура начала кристаллизации;  $\rho$  – плотность;  $C_{\rm TB}$ ,  $C_{\rm ж}$  – удельная теплоемкость твердых и жидких сплавов; L – теплота плавления;  $\lambda$  – теплопроводность;  $\tau_{\Sigma}$  – общее время плавления ферросплава;  $\Sigma \Delta T$  – суммарное изменение температуры стали при введении в нее 1 % сплава [2].

Сравнение характеристик сплавов систем Fe-Si-B и Fe-B показывает, что все кремнистые сплавы имеют более благоприятные служебные характеристики: у них ниже  $t_{\rm H}$  (1273 – 1480 °C против 1430 – 1540 °C), плотность,  $\tau_{\Sigma}$  и  $\Sigma\Delta T$ .

При разработке эффективной технологии получения ферросиликобора учитывали, что высококремнистый сплав целесообразно получать силикотермическим способом.

Были проведены физико-химические расчеты и экспериментальные плавки по определению основных технологических параметров процесса. В качестве рудного борсодержащего сырья целесообразно использование турецкого колеманита, содержащего, %:  $37 - 40 \text{ B}_2\text{O}_3$ ; 25 - 30 CaO;  $2 - 9 \text{ SiO}_2$ ; ~2 MgO. В прокаленном колеманите содержание  $\text{B}_2\text{O}_3$  достигает 47 - 49 %.

В лабораторных условиях в высокотемпературной электропечи изучали восстановление бора из колеманита кремнием ферросилиция (65 и 75 % Si) при температурах 1550 – 1650 °C. При увеличении времени взаимодействия реагентов до 15 – 20 мин повышается  $K_{\rm B}$  (степень перехода восстановленного бора в сплав) на 25 – 30 %, значения  $K_{\rm B}$  достигают 65 – 70 %. Усвоение бора при получении сплавов с 1 и 2 % В различается незначительно.

Важным звеном в технологии получения комплексного ферросплава является подготовка борсодержащих сырьевых материалов. Борсодержащие материалы должны обеспечивать получение ферросиликобора требуемого состава. К ним могут относиться, например, плавленый или прокаленный колеманит в виде порошка или брикетов, либо другие аналогичные материалы,

Таблица 1

Химический состав и физико-химические характеристики борсодержащих ферросплавов

Harran		Содержа	ание*, %	<ul> <li>Характеристики сплавов</li> </ul>							
п/п	Сплав	В	Si	$t_{_{\rm H}}, ^{\rm o}{ m C}$	ρ, кг/м <sup>3</sup>	С <sub>тв</sub> , Дж/(кг∙град)	С <sub>ж</sub> , Дж/(кг∙град)	<i>L</i> , кДж/кг	λ, Вт/(м·град)	$\tau_{\Sigma,c}$	$\Sigma \Delta T$
1	ФСБ 25/1	1	25,0	1395	6200	486	770	328	25,7	91,2	-19,5
2	ФСБ 25/5	5	24,0	1418	6000	304	780	1092	24,7	101,1	-27,0
3	ФСБ 25/10	10	23,0	1443	5570	526	793	1249	23,5	115,2	-43,4
4	ФСБ 45/1	1	44,5	1275	5520	527	800	1253	25,7	86,8	-18,8
5	ФСБ 45/2	5	43,0	1350	5340	540	832	1354	24,7	91,1	-24,0
6	ФСБ 45/3	10	40,5	1400	5160	568	869	1456	23,5	102,1	-35,0
7	ФСБ 75/1	1	74,0	1258	3820	608	846	1600	25,7	72,8	-6,8
8	ФСБ 75/5	5	71,0	1273	3530	611	862	1650	24,7	68,6	-16,6
9	ФСБ 75/10	10	68,0	1358	3390	619	880	1700	23,5	71,2	-24,5
10	СБ 1	1	99,0	1410	2800	708	919	1813	25,7	71,1	+19,4
11	СБ 5	5	95,0	1390	2670	714	934	1836	24,7	66,0	+2,6
12	СБ 10	10	90,0	1480	2540	722	954	1860	23,5	82,9	-23,9
13	ФБ 1	1	_	1460	7800	440	745	338	25,7	113,7	-35,9
14	ФБ 5	5	_	1230	7550	454	754	639	24,7	90,5	-33,4
15	ФБ 10	10	_	1430	7250	471	781	913	23,5	104,5	-31,3
16	ФБ 15	15	_	1540	6850	469	779	1113	22,2	125,2	-24,4
* Oc	тальное жел	e30									

Table 1. Chemical composition and physicochemical characteristics of boron-containing ferroalloys

при обработке которыми не наблюдается пыле- и газовыделений, превышающих существующие нормы.

На основании проведенных исследований разработана эффективная технология силикотермического получения ферросиликобора, содержащего 0,6-2,0% В и 60-80% Si. Способ заключается в восстановлении бора из боратового сырья кремнием ферросилиция при вводе этого сырья в ковш во время выпуска сплава из рудовосстановительной электропечи [26].

Выбор данной технологии обусловлен:

 возможностью получения борсодержащего сплава попутно, при выплавке ферросилиция;

 широким развитием производства ферросилиция и применением его практически на всех марках стали;

 простотой ввода ферросиликобора в сталь без изменения технологии ее выплавки.

Химический состав полученного металла представлен в табл. 2.

Таким образом, предложенный комплексный ферросплав ферросиликобор имеет более высокие служебные характеристики, чем ферробор или другие борсодержащие сплавы, а внепечная технология его получения не требует специальных энергозатрат и плавильного оборудования, дорогого боратового сырья, отличаясь простотой и низкими производственными затратами.

В ЭСПЦ ОАО «СТЗ» проведены промышленные испытания технологии микролегирования бором трубных марок стали с использованием нового комплексного ферросплава – ферросиликобора, содержащего 0,9 % В, 63 % Si, остальное – Fe [2], обеспечившего, без усложнения существующей технологической схемы получения металла, достаточно высокую степень усвоения бора (до 96 %). При этом в течение всего времени внепечной обработки сталь характеризовалась стабильным содержанием бора.

Теоретически обоснована и экспериментально подтверждена возможность восстановления бора из оксидной системы углеродом и алюминием стали (прямое легирование бором). На опытном металле, микролегированном бором таким способом (0,0025 – 0,0035 %), отмечено снижение склонности к старению, увеличе-

Таблица 2

#### Химический состав ферросиликобора, %

Table 2. Chemical composition of ferrosilicoboron, %

Номер слитка*	Cr	Si	A1	В	
1	0,50	64,70	0,80	0,91	
2	0,50	64,50	0,80	0,84	
3	0,30	63,40	0,90	0,91	
4	0,20	65,00	0,80	0,78	
Среднее	0,38	64,40	0,83	0,86	
*Пробы отобраны от разных слитков.					

ние толщины плотной корки слитка, снижение содержания серы и фосфора в стали, уменьшение концентрации оксидных и сульфидных включений.

Для формирования жидкоподвижных высокоосновных шлаков с лучшими рафинирующими свойствами взамен плавикового шпата использовались материалы с  $B_2O_3$ . Результаты лабораторных экспериментов показали, что шлаки основностью 5,0, содержащие  $15 - 30 \% Al_2O_3$ , 8 % MgO и 4 %  $B_2O_3$ , в диапазоне температур  $1500 - 1550 \degree$ С характеризуются низкой вязкостью, не превышающей 0,15 Па·с. При этом выдержка глубоко раскисленного металла, содержащего 0,21 % C, 0,79 % Mn, 0,35 % Si и 0,028 % Al под шлаком указанного выше состава при температуре 1600 °C, наряду с глубокой десульфурацией, сопровождается микролегированием стали бором.

При использовании основных борсодержащих рафинировочных шлаков степень десульфурации опытного металла, раскисленного алюминием и кремнием, достигает в среднем 22,2 – 23,1 % против 12,5 – 16,7 % на плавках текущего производства, обеспечивая содержание серы в стали на уровне 0,010 – 0,014 %.

Экспериментально показано, что способность получения жидкоподвижного шлака за счет ввода в него  $B_2O_3$  может быть успешно использована для формирования высокомагнезиальных шлаков, которые позволяют значительно снизить износ магнезитовой футеровки сталеплавильных агрегатов.

Проводилось сравнение степени воздействия ниобия, ванадия и бора на показатели качества стали и сделана попытка дать в стоимостном выражении приближенную оценку эффективности микролегирования стали этими элементами [27]. Результаты сравнительного анализа усредненных значений расхода микроэлементов на обработку и стоимость улучшения свойств стали приведены в табл. 3.

Расход элемента на единицу увеличения  $\sigma_{\rm B}$  отражает количество микроэлемента, необходимого для повышения временного сопротивления 1 т стали на 1 кг/мм<sup>2</sup> (10 Н/мм<sup>2</sup>). Стоимость увеличения единицы  $\sigma_{\rm B}$  микроэлементами характеризует затраты предприятия, необходимые для повышения прочности 1 т стали на 1 кг/мм<sup>2</sup> различными микроэлементами.

Согласно проведенным расчетам, наиболее дорогим микроэлементом, используемым для повышения прочностных характеристик, является ниобий. Микролегирование стали ванадием в целях повышения прочностных характеристик металла без учета специальных свойств также является достаточно дорогим. Бор рассматривали как в составе традиционного ферробора (ФБ17), так и нового сплава – ферросиликобора (ФСБ). Микролегирование бором является наиболее дешевым из перечисленных. В качестве борсодержащего ферросплава экономически более выгодно использовать ферросиликобор, стоимость бора в котором значительно ниже.

Таблица З

#### Расход микроэлементов на обработку стали и стоимость улучшения ее прочностных свойств

	Элемент ферросплава					
Показатель	ниобий	ванадий	бор (ФБ17)	бор (ФСБ)		
Цена 1 кг элемента в ферросплаве на российском рын	1583	1250	1235	791		
Среднее содержание элемента в стали, %		0,040	0,070	0,003	0,003	
Коэффициент усвоения сталью легирующего элемент	0,83	0,83	0,70	0,92		
	КГ	0,480	0,840	0,043	0,033	
Среднии расход и стоимость элемента на 1 т стали		760	1050	53	26	
Средние показатели улучшения ов при среднем расхо,	<u><math>6-8</math></u>	<u>5 - 17</u>	<u>3 – 10</u>	3 - 10		
элемента*		7	11	6	6	
Расход элемента на единицу увеличения $\sigma_{_B}$ , кг	0,0690	0,0760	0,0070	0,0055		
Стоимость увеличения единицы $\sigma_{_{B}}$ микроэлементом,	109,20	95,00	8,60	4,35		
* Числитель – предельные значения, знаменатель	- средн	ее значени	е.			

#### Table 3. Microelements consumption for steel processing and cost of improving its strength properties

Можно предположить, что качественные выводы о затратах на увеличение единицы как прочности, так и других показателей служебных характеристик стали будут в пользу микролегирования бором. Об этом свидетельствуют его расход и стоимость микролегирования, которая меньше, чем при использовании ниобия и ванадия.

Таким образом, микролегирование сталей широкого сортамента борсодержащими сплавами является экономически привлекательным. Об этом свидетельствует и наличие запасов сырья, и новая, более экономичная и экологически чистая технология получения сплава с бором, а также наличие технологии ввода последнего в сталь без изменения процесса плавки.

Современный технологический процесс производства стали, включающий выплавку полупродукта в ДСП и конвертерах с последующей обработкой стали в агрегатах рафинирования металла, получение низкоуглеродистого феррохрома сопровождаются образованием на металлургических предприятиях большого количества твердых промышленных отходов – металлургических шлаков известково-силикатного состава [28].

Особенность этих шлаков заключается в том, что при охлаждении они распадаются в мелкозернистый порошок [29, 30]. Продолжительность распада изменяется от нескольких часов до нескольких суток. Продукты распада относятся к экотоксичным материалам. Они легко аэрируются, распространяются на большие территории, растворяются в осадочных и грунтовых водах.

Одним из направлений стабилизации шлаков [31] от распада является замена аниона  ${\rm SiO}_4^{4-}$  двухкальциевого силиката на анион  ${\rm BO}_4^{5-}$ , присутствие которого в рафинировочных шлаках обеспечивает их высокую жидкоподвижность.

Добавки боратов к шлаку во время или сразу после разделения шлака и металла являются эффективными для стабилизации сталеплавильных шлаков и предотвращения их распада [32].

Распад шлаков нержавеющей стали во время охлаждения можно предотвратить боратной добавкой [33–35], которая, предположительно, стабилизирует высокотемпературную полиморфную фазу путем формирования твердого раствора с 2CaO·SiO<sub>2</sub>.

Экспериментально показано, что наличие в высокоосновных шлаках более 0,34 %  $B_2O_3$  оказывает на них стабилизирующие влияние.

Для оценки эффективности использования B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в качестве стабилизатора шлаков низко- и среднеуглеродистого феррохрома от распада была проведена серия промышленных экспериментов с вовлечением в производство в качестве борсодержащего материала колеманита [36]. Расчетное содержание В<sub>2</sub>О<sub>3</sub> в шлаке составило соответственно 0,37-0,55 %. Отбор проб на химический анализ проводили от застывшего шлака после его извлечения из чаши. Отмечено высокое фактическое содержание В2О3 в шлаке с усвоением около 98 %. После охлаждения практически все шлаки оставались в кусковом, не рассыпающимся в порошок виде. Было показано, что В<sub>2</sub>О<sub>3</sub> в виде различного борсодержащего сырья является эффективным стабилизатором высокоосновных шлаков ферросплавного и сталеплавильного производства, позволяющим при небольшом расходе устойчиво получать товарный кусковый материал.

## Выводы

Рассмотрены пути использования бора и его соединений в процессах подготовки и металлургической переработки рудных материалов с целью улучшения качества конечной продукции. Разработанные технологии обеспечены борсодержащим сырьем. Теоретическими, лабораторно-экспериментальными и промышленными испытаниями показана возможность за счет этого повысить технико-экономические показатели производства и качество окатышей, агломератов, чугуна, стали, ферросплавов, эффективно утилизировать отвальные шлаки. Выдвинутые и проверенные на металлургических предприятиях технические решения не требуют капитальных затрат и реализуются присадкой микродоз бора и его соединений в объекты металлургического производства.

Приведенный обзор, результаты лабораторных и промышленных исследований показали, что бор и его соединения применяются на всех переделах черной металлургии, интенсифицируя процессы и улучшая качество металла. Реализация возможности воздействия бора будет позитивно влиять на конечный комплекс свойств металлопродукции и шлака.

## Список литературы / References

- 1. Жучков В.И., Акбердин А.А., Ватолин Н.А. и др. Применение борсодержащих материалов в металлургии // Электрометаллургия. 2011. № 3. С. 25–29.
- Применение бора и его соединений в металлургии / В.И. Жучков, Л.И. Леонтьев, А.А. Акбердин, А.А. Бабенко, А.В. Сычев. Новосибирск: Академиздат, 2018. 156 с.
- 3. Ким А.С., Заякин О.В., Акбердин А.А., Концевой Ю.В. Получение и применение новых комплексных борсодержащих ферросплавов // Электрометаллургия. 2009. № 12. С. 21–24.
- 4. Бобкова О.С., Свистунова Т.В. Воздействие бора на свойства расплавов и структурообразование сталей и сплавов на основе железа и никеля // Металлург. 2008. № 3. С. 56–60.
- El-Shennawy M., Farahat A.I., Masoud M.I., Abdel–Aziz A.I. Heat treatment effect on microalloyed low carbon steel with different boron content // International Journal of Mechanical Engineering. 2016. Vol. 5. No. 4. P. 9–20.
- Adamczyk J., Ozgowicz W., Wusatowski R., Kalinowska-Ozgowicz E., Grzyb R. Boron-treated microalloyed quenched and tempered plates, their structure and properties // Journal of Materials Processing Technology. 1997. Vol. 64. No. 1–3. P. 1–8. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02548-4
- Opiela M. The influence of heat treatment on microstructure and crack resistance of boron microalloyed steel plates // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2010. Vol. 43. No. 1. P. 117–124.
- Hu J., Du L.X., Ma Y.N., Sun G. Sh., Xie H., Misra R.D.K. Effect of microalloying with molybdenum and boron on the microstructure and mechanical properties of ultra-low-C Ti bearing steel // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 640. P. 259–266. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.087
- Balachandran G., Menaka K., Ravichandar D. Influence of manganese and boron alloying and processing conditions on the microstructure and the mechanical properties of 0.4 % carbon steels // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2019. Vol. 72. No. 2. P. 401–409. https://doi.org/10.1007/s12666-018-1491-9
- Opiela M. Effect of boron microaddition on hardenability of newdeveloped HSLA-type steels // Archives of Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 99. No. 1/2. P. 13–23.
- Fujishiro T., Hara T., Terada E., Sakamoto S., Asahi H. Application of B-added low carbon bainite steels to heavy wall X80 UOE line pipe ultralow temperature usage // Proceedings of the 2010 8<sup>th</sup> Int. Pipeline Conf. 2010. Vol. 2. P. 377–382. https://doi.org/10.1115/IPC2010-31209
- 12. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали / Под ред. С.М. Винарова. ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1961. 459 с.
- 13. Naderi M., Ketabchi M., Abbasi M., Bleck W. Analysis of Microstructure and mechanical properties of different hot stamped

- Zhuchkov V.I., Akberdin A.A., Vatolin N.A., Leont'ev L.I., Zayakin O.V., Kim A.S., Konurov U.K. Application of boron-containing materials in metallurgy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2011, vol. 2011, no. 12, pp. 1134–1137. https://doi.org/10.1134/S003602951112024X
- 2. Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I., Akberdin A.A., Babenko A.A., Sychev A.V. *Use of Boron and Its Compounds in Metallurgy*. Novosibirsk: Akademizdat, 2018, 156 p. (In Russ).
- 3. Kim A.S., Zayakin O.V., Akberdin A.A., Kontsevoi Yu.V. Production and application of new complex boron-containing ferroalloys. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010, vol. 2010, no. 12, pp. 1148–1150. https://doi.org/10.1134/S0036029510120165
- Bobkova O.S., Svistunova T.V. Impact of boron on melt properties and structurization of iron and nickel-based steels and alloys. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 3–4, pp. 175–181. https://doi.org/10.1007/s11015-008-9028-9
- El-Shennawy M., Farahat A.I., Masoud M.I., Abdel-Aziz A.I. Heat treatment effect on microalloyed low carbon steel with different boron content. *International Journal of Mechanical Engineering*. 2016, vol. 5, no. 4, pp. 9–20.
- Adamczyk J., Ozgowicz W., Wusatowski R., Kalinowska-Ozgowicz E., Grzyb R. Boron-treated microalloyed quenched and tempered plates, their structure and properties. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997, vol. 64, no. 1–3, pp. 1–8. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02548-4
- Opiela M. The influence of heat treatment on microstructure and crack resistance of boron microalloyed steel plates. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2010, vol. 43, no. 1, pp. 117–124.
- Hu J., Du L.X., Ma Y.N., Sun G. Sh., Xie H., Misra R.D.K. Effect of microalloying with molybdenum and boron on the microstructure and mechanical properties of ultra-low-C Ti bearing steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2015, vol. 640, pp. 259–266. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.087
- Balachandran G., Menaka K., Ravichandar D. Influence of manganese and boron alloying and processing conditions on the microstructure and the mechanical properties of 0.4 % carbon steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2019, vol. 72, no. 2, pp. 401–409. https://doi.org/10.1007/s12666-018-1491-9
- Opiela M. Effect of boron microaddition on hardenability of newdeveloped HSLA-type steels. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2019, vol. 99, no. 1/2, pp. 13–23.
- Fujishiro T., Hara T., Terada E., Sakamoto S., Asahi H. Application of B-added low carbon bainite steels to heavy wall X80 UOE line pipe ultralow temperature usage. *Proceedings of the 2010 8<sup>th</sup> Int. Pipeline Conf.* 2010, vol. 2, pp. 377–382. https://doi.org/10.1115/IPC2010-31209
- 12. Boron, Calcium, Niobium and Zirconium in Cast Iron and Steel. Vinarov S.M. ed. STTI of literature on ferrous and non-ferrous metallurgy, 1961, 459 p. (In Russ.).
- 13. Naderi M., Ketabchi M., Abbasi M., Bleck W. Analysis of Microstructure and mechanical properties of different hot stamped

B-bearing steels // Steel Research International. 2010. Vol. 81. No. 3. P. 216–223. https://doi.org/10.1002/srin.200900125

- Asahi H. Development of high grade OCTG and linepipe by utilizing boron addition // Dzairo to Prosesu CAMP ISIJ. 2009. No. 22. P. 639.
- 15. Murari F.D., Da Costa E Silva A.L.V., De Avillez R.R. Cold-rolled multiphase boron steels: Microstructure and mechanical properties // Journal of Materials Research and Technology. 2015. Vol. 4. No. 2. P. 191–196. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.12.001
- 16. Mejiaa I., Bedolla-Jacuindea A., Maldonadoa C., Cabrera J.M. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528. No. 13–14. P. 4468–4474. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.040
- 17. Голубцов В.А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи. Челябинск, 2006. 421 с.
- 18. Потапов А.И. Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологии производства борсодержащей стали: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва, 2013. 25 с.
- Lopez-Chipres E., Mejia L., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., El-Wahabi M., Cabrera J.M. Hot flow behavior of boron microalloyed steel // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 480. No. 1–2. P. 49–55. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.067
- 20. Stumpf W., Banks K. The hot working characteristics of a boron bearing and a conventional low carbon steel // Materials Science and Engineering: A. 2006. Vol. 418. No. 1–2. P. 86–94. https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.020
- Колбасников Н.Г., Матвеев М.А. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Металлургия и материаловедение. 2016. № 1. С. 129–135.
- 22. Yessengaliyev D., Baisanov S., Issagulov A., Zayakin O., Abdirashit A. Thermodynamic diagram analysis (TDA) of MnO–CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub> and phase composition of slag in refined ferromanganese production // Metalurgija. 2019. Vol. 58. No. 3–4. P. 291–294.
- 23. Гасик М.И., Гладких В.А., Жданов А.В. и др. Расчетное определение ценности марганцеворудного сырья // Электрометаллургия. 2009. № 1. С. 32–34.
- 24. Kelamanov B., Samuratov Y., Akuov A., Abdirashit A., Burumbayev A., Orynbassar R. Research possibility of involvement Kazakhstani nickel ore in the metallurgical treatment // Metalurgija. 2021. Vol. 60. No. 3–4. P. 313–316.
- 25. Заякин О.В., Жучков В.И., Лозовая Е.Ю. Время плавления никельсодержащих ферросплавов в стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2007. № 5. С. 13–16.
- 26. Жучков В.И., Заякин О.В., Леонтьев Л.И. и др. Физико-химические характеристики, получение и применение комплексных борсодержащих ферросплавов // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 5. С. 348–364. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-348-354
- Сиротин Д.В. Эффективность повышения качества стали за счет микролегирования // Препринт. Екатеринбург: Институт экономики УрО РАН, 2013. 50 с.
- Durinck D., Arnout S., Mertens G., Boydens E., Jones P.T., Elsen J., Blanpain B., Wollants P. Borate distribution in stabilized stainlesssteel slag // Journal of the American Ceramic Society. 2008. Vol. 91. No. 2. P. 548–554.

https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.02147.x

- 29. Заякин О.В., Статных Р.Н., Жучков В.И. Изучение возможности получения неразлагающегося шлака при производстве низкоуглеродистого феррохрома // Металлург. 2018. № 9. С. 25–29.
- 30. Pontikes Y., Jones P. T., Geysen D., Blanpain B. Options to prevent dicalcium silicate-driven disintegration of stainless steel slags // Archives of Metallurgy and Materials. 2010. Vol. 55. No. 4. P. 1169–1172. https://doi.org/10.2478/v10172-010-0020-6

B-bearing steels. *Steel Research International*. 2010, vol. 81, no. 3, pp. 216–223. https://doi.org/10.1002/srin.200900125

- Asahi H. Development of high grade OCTG and linepipe by utilizing boron addition. *Dzairo to Prosesu CAMP ISIJ.* 2009, no. 22, p. 639.
- Murari F.D., Da Costa E Silva A.L.V., De Avillez R.R. Cold-rolled multiphase boron steels: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Research and Technology*. 2015, vol. 4, no. 2, pp. 191–196. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.12.001
- 16. Mejiaa I., Bedolla-Jacuindea A., Maldonadoa C., Cabrera J.M. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron. *Materials Science and Engineering: A.* 2011, vol. 528, no. 13–14, pp. 4468–4474. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.040
- 17. Golubtsov V.A. Theory and Practice of Introducing Additives into Steel outside the Furnace. Chelyabinsk, 2006, 421 p. (In Russ.).
- Potapov A.I. Research of steel microalloying with boron in order to improve the technology of boron-containing steel production: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss. Moscow, 2013, 25 p. (In Russ.).
- Lopez-Chipres E., Mejia L., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., El-Wahabi M., Cabrera J.M. Hot flow behavior of boron microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2008, vol. 480, no. 1–2, pp. 49–55. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.067
- 20. Stumpf W., Banks K. The hot working characteristics of a boron bearing and a conventional low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2006, vol. 418, no. 1–2, pp. 86–94. https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.020
- Kolbasnikov N.G., Matveev M.A. Effect of boron on high-temperature plasticity of microalloyed steels. *Nauchno-tekhnicheskie* vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta. Metallurgiya i materialovedenie. 2016, no. 1, pp. 129–135. (In Russ.).
- 22. Yessengaliyev D., Baisanov S., Issagulov A., Zayakin O., Abdirashit A. Thermodynamic diagram analysis (TDA) of MnO-CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> and phase composition of slag in refined ferromanganese production. *Metalurgija*. 2019, vol. 58, no. 3–4, pp. 291–294.
- 23. Gasik M.I., Gladkikh V.A., Zhdanov A.V., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Leont'ev L.I., Ovcharuk A.N. Calculation of the value of manganese ore raw materials. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009, vol. 2009, no. 8, pp. 756–758.
- Kelamanov B., Samuratov Y., Akuov A., Abdirashit A., Burumbayev A., Orynbassar R. Research possibility of involvement Kazakhstani nickel ore in the metallurgical treatment. *Metalurgija*. 2021, vol. 60, no. 3–4, pp. 313–316.
- Zayakin O.V., Zhuchkov V.I., Lozovaya E.Yu. Melting time of nickel-bearing ferroalloys in steel. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 5, pp. 416–418. *https://doi.org/10.3103/S0967091207050038*
- 26. Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Leont'ev L.I., Sychev A.V., Kel' I.N. Physicochemical characteristics, production and application of boron-bearing complex ferroalloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 5, pp. 348–352. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-348-354
- Sirotin D.V. Efficiency of Improving the Quality of Steel by Microalloying. Preprint. Yekaterinburg: Institute of Economics, UB RAS, 2013, 50 p. (In Russ.).
- Durinck D., Arnout S., Mertens G., Boydens E., Jones P.T., Elsen J., Blanpain B., Wollants P. Borate distribution in stabilized stainlesssteel slag. *Journal of the American Ceramic Society*. 2008, vol. 91, no. 2, pp. 548–554.

https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.02147.x

- 29. Zayakin O.V., Statnykh R.N., Zhuchkov V.I. Study of the possibility of obtaining non-decomposing slag during low-carbon ferrochrome production. *Metallurgist*. 2019, vol. 62, no. 9–10, pp. 875–881. https://doi.org/10.1007/s11015-019-00744-8
- 30. Pontikes Y., Jones P. T., Geysen D., Blanpain B. Options to prevent dicalcium silicate-driven disintegration of stainless steel slags. Archives of Metallurgy and Materials. 2010, vol. 55, no. 4, pp. 1169–1172. https://doi.org/10.2478/v10172-010-0020-6

- Pontikes Y., Kriskova L., Wang X., Geysen D. Additions of industrial residues for hot stage engineering of stainless steel slags // 2<sup>nd</sup> Int. Slag Valorisation Symposium on April 18-20, 2011, Belgium. 2011. P. 313–326.
- 32. Fletcher J.G., Glasser F.P. Phase relations in the system CaO– B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub> // Journal of Materials Science. 1993. Vol. 28. No. 10. P. 2677–2686. https://doi.org/10.1007/BF00356203
- 33. Seci A., Aso Y., Okubo M., Sudo F., Ishizaka K. Development of dusting prevention stabilizer for stainless steel slag // Kavasaki Steel Technical Report. 1986. No. 15. P. 16–21.
- 34. Ghose A., Chopra S., Young J.F. Microstructural characterization of doped dicalcium silicate polymorphs // Journal of Materials Science. 1983. Vol. 18. No. 10. P. 2905–2914. https://doi.org/10.1007/BF00700771
- 35. Chan C.J., Waltraud M., Young J.F. Physical stabilization of the β-γ transformation in dicalcium silicate // Journal of the American Ceramic Society. 1992. Vol. 75. No. 6. P. 1621–1627. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1992.tb04234.x
- Zayakin O.V., Kel' I.N. Promising directions for the stabilization of ferroalloy production slags // Materials Science Forum. 2019. Vol. 946. P. 401–405.

https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.401

- Pontikes Y., Kriskova L., Wang X., Geysen D. Additions of industrial residues for hot stage engineering of stainless steel slags. In: 2<sup>nd</sup> Int. Slag Valorisation Symposium on April 18-20, 2011, Belgium. 2011, pp. 313–326.
- 32. Fletcher J.G., Glasser F.P. Phase relations in the system CaO– B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub>. Journal of Materials Science. 1993, vol. 28, no. 10, pp. 2677–2686. https://doi.org/10.1007/BF00356203
- **33.** Seci A., Aso Y., Okubo M., Sudo F., Ishizaka K. Development of dusting prevention stabilizer for stainless steel slag. *Kavasaki Steel Technical Report.* 1986, no. 15, pp. 16–21.
- 34. Ghose A., Chopra S., Young J.F. Microstructural characterization of doped dicalcium silicate polymorphs. *Journal of Materials Science*. 1983, vol. 18, no. 10, pp. 2905–2914. https://doi.org/10.1007/BF00700771
- 35. Chan C.J., Waltraud M., Young J.F. Physical stabilization of the β-γ transformation in dicalcium silicate. *Journal of the American Ceramic Society*. 1992, vol. 75, no. 6, pp.1621–1627. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1992.tb04234.x
- Zayakin O.V., Kel' I.N. Promising directions for the stabilization of ferroalloy production slags. *Materials Science Forum*. 2019, vol. 946, pp. 401-405.

https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.401

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ / INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Владимир Иванович Жучков, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН

Олег Вадимович Заякин, д.т.н., главный научный сотрудник, заведующий лабораторией стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН *E-mail:* zferro@mail.ru

Александр Абдуллович Акбердин, д.т.н., профессор, заведующий лабораторией «Бор», Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева

*E-mail:* akberdin\_38@mail.ru

*Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys,* Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

*Oleg V. Zayakin, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher, Head of the Laboratory of Steel and Ferroalloys,* Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science *E-mail:* zferro@mail.ru

*Aleksandr A. Akberdin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Laboratory "Boron",* Abishev Chemical-Metallurgical Institute *E-mail:* akberdin\_38@mail.ru

 Поступила в редакцию 09.06.2021
 Received 09.06.2021

 После доработки 16.07.2021
 Revised 16.07.2021

 Принята к публикации 08.08.2021
 Accepted 08.08.2021

#### IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 669-678.

© 2021. Naumenko V.V., Smetanin K.S., Muntin A.V., Baranova O.A., Kovtunov S.V. Features of the formation of structure and mechanical properties ...

**МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТALLURGICAL TECHNOLOGIES** 



### Оригинальная статья

УДК 669.15-194.2 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-669-678



# Особенности формирования структуры и механических свойств в прокате различной толщины из низкоуглеродистой микролегированной стали в условиях литейно-прокатного комплекса

В. В. Науменко<sup>1, 2</sup>, К. С. Сметанин<sup>1</sup>, А. В. Мунтин<sup>3</sup>,

О. А. Баранова<sup>1</sup>, С. В. Ковтунов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ОАО «Выксунский металлургический завод» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выкса, ул. Бр. Баташевых, 45)

<sup>2</sup> Выксунский филиал НИТУ «МИСиС» (Россия, 607036, Нижегородская область, Выкса, р. п. Шиморское, ул. Калинина, д. 206)

<sup>3</sup> Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Россия, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., 5/1)

Аннотация. Представлены результаты исследования влияния параметров микроструктуры на величину ударной вязкости в интервале температур испытаний от 0 до −80 °C с шагом 20 °C образцов Шарпи с острым концентратором напряжений и образцов Менаже с круглым концентратором напряжений от рулонного проката различной толщины. Прокат произведен в условиях литейно-прокатного комплекса AO «Выксунский металлургический завод» из низкоуглеродистой микролегированной стали. Работа выполнена с применением оптической и сканирующей электронной микроскопии. Показано, что при едином химическом составе стали и режимах термомеханической обработки металл меньшей толщины (6, 8 мм) характеризуется более высокими прочностными свойствами (в среднем на 10 МПа по временному сопротивлению и на 30 МПа по пределу текучести) и запасом по вязким свойствам при отрицательных температурах при близких значениях номера зерна и среднего размера зерна по ГОСТ 5639, соответствующему 10 – 11 номерам. Показано, что из исследованного проката наименьшим уровнем хладостойкости обладает металл толщиной 12 мм, температура вязко-хрупкого перехода которого составляет –50 °C. Установлено, что в структуре проката различных толщин наблюдается разброс по размеру зерен. В прокате меньших толщин присутствуют более мелкие зерна, соответствующие 14 номеру, в прокате больших толщин наоборот, более крупные зерна, соответствующие 8 номеру. Путем проведения электронно-микроскопического исследования методом обратно рассеянных электронов установлено, что в прокате толщиной 6, 8 мм наблюдается больше колического исследования методом обратно рассеянных электронно установлено, что в прокате толщиной 6, 8 мм наблюдается больше колического исследования методом обратно рассеянных электронов установлено, что в прокате толщиной 6, 8 мм наблюдается больше колического исследования методом обратно рассеянных электронов установлено, что в прокате толщиной 6, 8 мм наблюдается больше колического исследования методом обратно рассеянных электронов усановлено, что в прокате толщиной 6,

*Ключевые слова:* конструкционная сталь, литейно-прокатный комплекс, микроструктура, механические свойства, ударная вязкость, дифракция обратно рассеянных электронов, кристаллографическая ориентировка, малоугловые и большеугловые границы

Для цитирования: Науменко В.В., Сметанин К.С., Мунтин А.В., Баранова О.А., Ковтунов С.В. Особенности формирования структуры и механических свойств в прокате различной толщины из низкоуглеродистой микролегированной стали в условиях литейно-прокатного комплекса // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 669–678. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-669-678

#### **Original article**

## Al article FEATURES OF THE FORMATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN ROLLED PRODUCTS OF VARIOUS THICKNESSES FROM LOW-CARBON MICROALLOYED STEEL PRODUCED BY CASTING AND ROLLING COMPLEX

V. V. Naumenko<sup>1, 2</sup>, K. S. Smetanin<sup>1</sup>, A. V. Muntin<sup>3</sup>,

O. A. Baranova<sup>1</sup>, S. V. Kovtunov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> JSC "Vyksa Metallurgical Plant" (45 Br. Batashevykh Str., Vyksa, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)
 <sup>2</sup> Vyksa Branch of the National University of Science and Technology "MISIS" (206 Kalinina Str., Shimorskoe, Vyksa District, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

<sup>3</sup> Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU) (5/1 Baumanskaya 2-ya Str., Moscow 105005, Russian Federation)

Abstract. The article considers results of the study of microstructure parameters effect on the impact strength in temperature range from 0 to -80 °C in 20 °C increments of Charpy samples with a sharp stress concentrator and Mesnager test pieces with a circular stress concentrator from rolled coils of

low-carbon microalloyed steel with various thicknesses. The used roll products were produced in conditions of JSC "Vyksa Metallurgical Plant". The tests were performed using optical and scanning electron microscopy. It is shown that with the same chemical composition and thermomechanical treatment modes, the metal of smaller thickness (6, 8 mm) is characterized by higher strength properties (on average, by 10 MPa for temporary resistance, by 30 MPa for yield strength) and a margin for viscous properties at negative temperatures at close values of grain score and average grain size corresponding to 10 - 11 numbers according to the State standard GOST 5639. The metal with a thickness of 12 mm has the lowest level of cold resistance, and the temperature of brittle transition is minus 50 °C. Structure of rolled products of various thicknesses has a variation in grain size. Rolled metal of smaller thicknesses have a smaller grains corresponding to number 14, rolled metal of larger thicknesses has a larger grains corresponding to number 8. By conducting electron microscopic studies using the backscattered electron method, it was found that a greater number of large-angle boundaries, which are barriers for brittle cracks propagation, are observed in the 6, 8 mm thick rolled products. The constructed orientation maps of the microstructure showed the presence of pronounced deformation texture corresponding to the orientations <110>||RD (rolling direction) and (<113>...<112>)||RD for rolled products with a thickness of 6 mm.

*Keywords:* structural steel, casting and rolling complex, microstructure, mechanical properties, impact strength, electron backscattered diffraction, crystallographic orientation, small-angle and large-angle boundaries

For citation: Naumenko V.V., Smetanin K.S., Muntin A.V., Baranova O.A., Kovtunov S.V. Features of the formation of structure and mechanical properties in rolled products of various thicknesses of low-carbon microalloyed steel produced by casting and rolling complex. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 669–678. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-669-678

## Введение

В условиях литейно-прокатного комплекса (ЛПК) АО «Выксунский металлургический завод» по совмещенной технологии выплавки, разливки, прямой прокатки с ускоренным охлаждением и последующей смотки в рулон производится рулонный прокат толщин от 1,0 до 12,7 мм различных марок сталей [1 – 5]. Наиболее распространенный сортамент толщин металла для изготовления электросварных труб нефте- и газопроводного назначения является диапазон от 5,0 до 12,7 мм [6].

Традиционно для получения различных механических свойств на металле одного химического состава применяются разные режимы термомеханической обработки (ТМО) с последующим охлаждением для формирования в металле отличных структурных состояний [7 – 15]. Однако на рулонном прокате в толщинах от 5,0 - 12,7 мм, произведенном в условиях ЛПК по единой технологии (химический состав и режимы ТМО), могут наблюдаться значительные отличия в механических свойствах, наиболее ярковыраженным из которых является величина ударной вязкости.

Выполненные ранее исследования показали, что при проведении динамических испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже от рулонного проката различных толщин наблюдается следующая тенденция – чем меньше конечная толщина проката, тем до более низких температур металл разрушается по вязкому механизму. Так в рулонном прокате толщин 5-9 мм отмечается запас по хладостойкости по сравнению с более толстым прокатом толщин 10,0-12,7 мм. При этом номер зерна по ГОСТ 5639 и средний размер зерна феррита характеризовались достаточно близкими значениями.

В связи с вышесказанным, целью работы являлось исследование влияния структурных факторов на уровень хладостойкости рулонного проката различной толщины, произведенного в условиях ЛПК.

#### Материал и методы исследования

В качестве исследуемого материала использовали рулонный прокат толщин 6, 8, 10 и 12 мм из низкоуглеродистой микролегированной стали, произведенный в условиях ЛПК. Сталь выплавляли в электродуговой печи, подвергали внепечной обработке, разливали непрерывнолитым способом в сляб толщиной 105 мм, нагревали в туннельной печи до заданной температуры и прокатывали на непрерывном широкополосном стане 1950 за две стадии: первая в двух клетях черновой группы и вторая в шести клетях чистовой группы. После завершения прокатки раскаты ускоренно охлаждали и сматывали в рулон. Рулонный прокат различных толщин произведен по режимам ТМО с завершением деформации в нижнем температурном интервале аустенитной области. Температурные параметры деформации на первой и второй стадии ТМО, условия последеформационного ускоренного охлаждения и смотки в рулон были подобны для всех толщин исследуемого проката.

Металл в своем химическом составе содержал, %:  $\leq 0.07 \text{ C}; \leq 1.5 \text{ Mn}; \leq 0.05 \text{ Si}; \leq 0.010 \text{ P}; \leq 0.005 \text{ S}; \leq 0.008 \text{ N}; \leq 0.035 \text{ Nb}$  и другие цветные примеси из шихты (Cr, Ni, Cu).

Механические свойства исследуемого металла при статических испытаниях на растяжение и динамических испытаниях на ударный изгиб оценивали на образцах, вырезанных в продольном и поперечном направлении относительно направления прокатки. Испытания на статическое растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497 на плоских пятикратных полнотолщинных образцах с определением временного сопротивления разрыву ( $\sigma_{\rm B}$ , H/MM<sup>2</sup>), предела текучести ( $\sigma_{\rm T}$ , H/MM<sup>2</sup>) и относительного удлинения ( $\delta_5$ , %). Динамические испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже выполняли по ГОСТ 9454 в интервале температур от 0 до –80 °C через каждые 20 °C. Для выбранных температур испытывали по десять образцов с фиксированием значений ударной вязкости (KCV, KCU, Дж/см<sup>2</sup>)

при каждом испытании. Толщина ударных образцов от проката 12 мм составляла 10 мм, от проката 10 мм – 7,5 мм, от проката 8, 6 мм – 5 мм.

Исследование структурного состояния металла выполнялось металлографическим и электронно-микроскопическим методами на шлифах, изготовленных в продольном направлении относительно направления прокатки. Металлографическое исследование структуры после химического травления шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты проводилось с применением кодированного оптического микроскопа Axio Observer D1m с системой анализа изображений Thixomet Pro.

Электронно-микроскопическое исследование структуры выполнено на нетравленых шлифах с помощью растрового электронного микроскопа Ultra-55 методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ). Для построения карт кристаллографических ориентировок кристаллитов в пространстве Эйлера использовали систему анализа дифракции обратно рассеянных электронов Oxford Instruments HKL Channel 5 [16 – 17]. Ориентационные карты строили в продольном сечении на глубине 1/4 толщины проката при увеличениях 125, 500 и 1500 с шагом 500, 200 и 80 нм соответственно. Размеры областей сканирования составляли 928×696, 232×174 и 77×58 мкм. Большая сторона карты параллельна направлению прокатки (НП) и перпендикулярна направлению нормали (HH) к плоскости прокатки. Перед проведением количественных оценок параметров микроструктуры ориентационные карты подвергались автоматической корректировке для уменьшения количества неиндицированных и неверно индицированных данных.

В связи с экспериментальной погрешностью метода ДОРЭ все малоугловые границы (МУГ) между локальными объемами с разориентировкой менее 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия различия МУГ и большеугловых границ (БУГ) использовали угол разориентировки ( $\theta$ ) кристаллитов, равный 15°. Таким образом, на ДОРЭ-картах МУГ строились в диапазоне углов разориентировки 2°  $\leq \theta < 15^\circ$ , большеугловые границы проводились при  $\theta \geq 15^\circ$ . Для количественной оценки МУГ и БУГ по формуле (1) определяли плотность границ ( $\rho_r$ , мкм<sup>-1</sup>) зерен для каждого типа разориентировки кристаллитов:

$$\rho_{\rm r} = \frac{L_{\rm r}}{S},\tag{1}$$

где  $L_{\rm r}$  – суммарная длина границ зерен, м<br/>км; S – площадь анализа, мкм².

Сравнительную оценку субструктуры исследуемых сталей выполняли путем построения карт локальной разориентации (КАМ – Kernel Average Misorientation) на основе данных ДОРЭ. Такие карты характеризуют пространственное распределение микронапряжений

и деформаций в исследуемом материале. С увеличением плотности дислокаций и повышением величины микронапряжений происходит рост локальной разориентации кристаллической решетки. Карты локальных разориентировок строятся следующим образом. Для каждой точки ДОРЭ-карты определяется средняя величина разориентировки относительно ближайших соседних точек, данное значение присваивается исходному пикселю и отображается определенным цветом в выбранной цветовой гамме. Для исключения влияния большеугловых границ при расчетах карт разориентации учитываются только углы менее определенного значения. В данной работе критерием обработки ДОРЭкарт был задан угол 5°. Каждому значению пикселя на картах присваивался определенный плавно изменяющийся цвет от красного до синего, характеризующий величину локальной разориентировки. При значении локальной разориентировки 5° пикселям присваивался красный цвет. Синим цветом на картах отображались пиксели, для которых были получены нулевые значения разориентировки.

Для оценки кристаллографической текстуры в исследуемом прокате использовали функцию распределения ориентировок (ФРО), представляемую в виде распределения в трехмерном пространстве углов Эйлера ориентационной плотности  $F(\phi_1, \Phi, \phi_2)$  по методу Бунге. ФРО строили при помощи программного обеспечения Oxford Instruments Channel 5 на основании данных зафиксированных ДОРЭ-карт. Анализ кристаллографической текстуры осуществляли традиционным способом для кубических кристаллов по двумерным сечениям ФРО при угле  $\phi_2 = 45^\circ$ . Именно в этом сечении находится большая часть ориентировок, присущих текстурам деформации и рекристаллизации ОЦК- и ГЦК-металлов (рис. 1) [18 – 20]. На двумерном сечении ФРО горизонтальные отрезки соответствуют определенным кристаллографическим плоскостям  $\{hkl\}$ , а точки на этих отрезках – кристаллографическим направлениям <uvw>, лежащим в этих плоскостях.

## Результаты и их обсуждение

Исследование микроструктуры рулонного проката с применением оптической микроскопии показало, что в процессе ТМО и ускоренного охлаждения в металле различных толщин (6, 8, 10, 12 мм) сформировалась подобная феррито-перлитная структура с количеством перлита не более 3 % (рис. 2). Оценка размера ферритного зерна по ГОСТ 5439 показала, что у всех исследуемых образцов наблюдается близкий средний размер зерна, соответствующий 10 - 11 номеру при разнозернистости от 9 до 14 номера. В прокате толщиной 6 мм разнозернистость составляет от 10 до 14 номера, в прокате толщиной 8 мм – от 9 до 13 номера, в прокате толщиной 10, 12 мм – от 8 до 13 номера.



Рис. 1. Положения идеальных ориентировок на двумерных сечениях ФРО по методу Бунге при угле  $\phi_2=45^\circ$ 

Fig. 1. Positions of ideal orientations on two-dimensional sections of the orientation distribution function according to the Bunge method at an angle of  $\phi_2 = 45^\circ$ 

Результаты статических испытаний на растяжение показали, что прочностные свойства рулонного проката толщиной 6 и 8 мм выше по сравнению с толщинами 10 и 12 мм, а пластические свойства соответственно наоборот (табл. 1). Временное сопротивление на образцах в поперечном и продольном направлениях выше в среднем на 10 - 15 МПа. Предел текучести в поперечном и продольном направлениях выше в среднем на 30 МПа. Относительное удлинение ниже на 2 - 3 %.

Полученные результаты прочностных свойств могут свидетельствовать о том, что наличие более мелких ферритных зерен в прокате толщин 6, 8 мм возможно вносит свой вклад в зернограничное упрочнение металла, за счет чего достигается большая прочность в металле меньшей толщины.

Результаты динамических испытаний на ударный изгиб представлены на рис. 3, 4. Наглядно видно, что характер зависимостей величин ударной вязкости у образцов от проката различной толщины схожий, но при этом сами значения характеризуются значительными отличиями по величине ударной вязкости.

Температура вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  характеризуется значениями ниже -80 °C для образцов Шарпи в поперечном направлении на образцах от проката толщиной 6 и 8 мм. Для образцов от проката толщиной 10 мм и 12 мм температура составляет -75 °C и -50 °C соответственно.

Таким образом, проведенные динамические испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже показали, что наибольшим запасом по хладостойкости



Рис. 2. Микроструктура исследуемого металла на 1/4 толщины проката при его толщине: *a* - 6 мм; *б* - 8 мм; *в* - 10 мм; *г* - 12 мм

Fig. 2. Microstructure of the studied metal per 1/4 of thickness when it is:  $a - 6 \text{ mm}, \delta - 8 \text{ mm}, s - 10 \text{ mm}, z - 12 \text{ mm}$ 

Таблица 1

#### Механические свойства проката

#### Table 1. Mechanical properties of the rolled product

Толициа	Временное сопр	отивление, МПа	Предел теку	чести, МПа	Относительное удлинение, %		
ТОЛЩИНА, ММ	поперечное направление	продольное направление	поперечное направление	продольное направление	поперечное направление	продольное направление	
6	$\frac{510-528}{518}$	$\frac{496-523}{510}$	$\frac{429-448}{442}$	$\frac{417-443}{429}$	$\frac{32,0-35,0}{34,5}$	$\frac{33,0-45,0}{37,5}$	
8	<u>509 - 520</u> 517	<u>501 - 517</u> 512	$\frac{417-445}{438}$	$\frac{424-432}{427}$	$\frac{32,0-37,0}{35,1}$	$\frac{33,0-40,0}{36,6}$	
10	<u>499 - 513</u> 506	<u>495 - 505</u> 499	$\frac{397-422}{409}$	$\frac{396-413}{401}$	<u>35,0 - 39,0</u> 36,4	$\frac{32,0-40,0}{37,8}$	
12	$\frac{505-514}{509}$	$\frac{489-502}{496}$	$\frac{399-415}{408}$	$\frac{388-405}{395}$	$\frac{37,0-40,0}{38,9}$	$\frac{37,0-44,0}{40,7}$	







обладает прокат толщиной 6 и 8 мм, поскольку переход к хрупкому разрушению в металле происходит при более низких температурах ( $T_{50}$ ) по сравнению с металлом толщиной 10 и 12 мм. Наибольшей склонностью к хрупкому разрушению обладает прокат толщиной 12 мм, что связано с особенностями структурного состояния металла, а именно наличием более крупных ферритных зерен.

Исследование микроструктуры в виде карт картин Кикучи показало, что основной структурной составляющей во всех исследованных образцах является полигональный феррит (рис. 5). В структуре проката толщиной 6 и 8 мм имеются вытянутые вдоль НП узкие полосы, состоящие из зерен квазиполигонального феррита и бейнита игольчатой морфологии. В структуре проката толщиной 10 и 12 мм наблюдаются грубые протяженные участки, в которых преобладают бейнит различной морфологии и квазиполигональный феррит. Максимальная длина и ширина таких участков в ис-



Рис. 4. Зависимость ударной вязкости (*a*) и доли вязкой составляющей (*б*) образцов Менаже от температуры испытаний для проката толщиной: *l* – 6 мм; *2* – 8 мм; *3* – 10 мм; *4* – 12 мм



следованных полях зрения составили, соответственно, около 500 и 50 мкм.

Известно, что механические свойства металла в значительной степени определяются количеством границ [21 – 23]. Чем больше плотность границ, тем меньше эффективный размер зерна, от которого зависят прочность, вязкость и хладостойкость стали. Отметим, что малоугловые границы препятствуют движению дислокаций, способствуя повышению прочности, но не тормозят распространение хрупких трещин, барьерами для которых служат только высокоугловые границы.

Оценку размеров зерна в исследуемых сталях выполняли путем обработки ДОРЭ-карт, при которой большеугловыми считались границы с разориентировкой не менее 15°. Полученные в результате анализа гистограммы распределения зерен по размеру с указанием средних ( $D_{\rm cp}$ ) и средневзвешенных ( $D_{\rm cp, B3B.}$ ) размеров зерна приведены на рис. 6. Количественные характеристики структуры проката приведены в табл. 2.



Рис. 5. Карты контрастов Кикучи-картин на 1/4 толщины исследуемого проката при его толщине: 1 – 6 мм; 2 – 8 мм; 3 – 10 мм; 4 – 12 мм

Fig. 5. Contrast maps of Kikuchi-paintings per 1/4 of the studied rolled product thickness when it is: I - 6 mm, 2 - 8 mm, 3 - 10 mm, 4 - 12 mm



Рис. 6. Гистограммы распределения зерен по размерам при толщине проката: l-6 мм; 2-8 мм; 3-10 мм; 4-12 мм

Fig. 6. Histograms of grain size distribution for the rolled product thickness of: l - 6 mm, 2 - 8 mm, 3 - 10 mm, 4 - 12 mm

Исследуемые стали имеют довольно близкую среднюю величину зерна, от 6,4 до 8,2 мкм. Однако на гистограммах распределения зерна по размерам хорошо видно, что с увеличением толщины проката пик распределения смещается в сторону более высоких значений, оно становится более широким, также увеличивается асимметрия распределения (рис. 6). С учетом этого, более корректным является сравнение средневзвешен-

Таблица 2

## Характеристики структуры проката, полученные при анализе карт ДОРЭ

Помолотоли	Толщина проката, мм				
Показатель	6	8	10	12	
Средний диаметр Фере $D_{\rm cp},$ мкм	6,4	6,7	7,6	8,2	
Максимальный размер Фере $D_{_{\text{макс}}}$ , мкм	63,1	76,9	168,2	257,6	
Средневзвешенный размер Фере $D_{\rm ср. взв.}$ , мкм	13,3	15,2	21,2	22,8	
Средняя площадь зерна $S_{\rm cp}$ , мкм <sup>2</sup>	24,7	30,8	37,2	44,0	
Максимальная площадь зерна $S_{\text{макс}}$ , мкм <sup>2</sup>	565,3	1170,0	4813,3	7260,5	
Номер зерна по среднему диаметру $G(d_{cp})$	11,6	11,4	11,1	10,8	
Номер зерна по средней площади $G(S_{cp})$	12,3	12,0	11,7	11,5	
Номер зерна по средневзвешенному диаметру $G(d_{cp B3B})$	9,9	9,6	8,9	8,7	
Коэффициент вариации диаметра зерна, %	81,2	86,2	90,8	86.4	
Коэффициент разнозернистости <i>К</i> <sub>р</sub>	5,0	6,2	13,5	20,6	

#### Table 2. Characteristics of the rolled product structure obtained by analyzing the EBSD maps

ных диаметров зерна, а также необходимой становится оценка разнозернистости структуры.

Средневзвешенные размеры зерна возрастают с 13,3 до 22,8 мкм по мере увеличения толщины проката с 6 до 12 мм. Увеличение  $D_{\rm ср.взв.}$  в прокате толщиной 8 мм, по сравнению с прокатом 6 мм, обусловлено формированием более крупного ферритного зерна, что хорошо видно при сравнении структуры на рис. 5.

В прокате толщиной 10 и 12 мм, помимо роста размеров ферритного зерна, происходит формирование в структуре грубых бейнитных участков, длина которых может достигать нескольких сотен микрометров. Поскольку внутри бейнитных колоний присутствуют в основном малоугловые границы, то эффективный размер бейнитного зерна оказывается сопоставим с размером самих бейнитных участков и достигает около 170 мкм в прокате толщиной 10 мм и около 260 мкм в прокате 12 см (рис. 6). Для оценки разнозернистости структуры можно использовать параметр  $K_p$ , представляющий собой отношение максимального эффективного размера зерна к размеру зерен, занимающих наибольшую площадь шлифа. Из-за наличия крупных бейнитных участков прокат толщиной 10 и 12 мм, имеющий  $K_p$  от 13,5 до 20,6, по данному параметру резко отличается от более тонкого металла с величиной  $K_p = 5,0 - 6,2$  (табл. 2).

На рис. 7 приведены частотные распределения углов разориентировки кристаллитов и результаты оценки плотности границ зерен. Хорошо видно, что за счет укрупнения ферритного зерна и появления в структуре грубых бейнитных участков с увеличением толщины проката доля и плотность БУГ снижаются. Напротив, количество МУГ в металле толщиной 10 и 12 мм заметно увеличивается по сравнению с прокатом 6 и 8 мм.

На рис. 8 показаны ориентационные карты микроструктуры исследуемого проката в цветовой гамме



Рис. 7. Частотные распределения углов разориентировки кристаллитов (*a*) и плотность границ зерен (*б*) в исследуемом прокате толщиной: *1* – 6 мм; *2* – 8 мм; *3* – 10 мм; *4* – 12 мм; – БУГ + МУГ; – БУГ; – МУГ

Fig. 7. Frequency distributions of the angles of crystallites disorientation (*a*) and the density of grain boundaries ( $\delta$ ) in the studied rolled product: l - 6 mm, 2 - 8 mm, 3 - 10 mm, 4 - 12 mm; high-angle boundaries + low-angle boundaries; high-high-angle boundaries; how-angle bounda



Рис. 8. Ориентационные карты микроструктуры исследуемого проката в цветовой гамме стандартного стереографического треугольника для направления прокатки

101

001

Fig. 8. Orientation maps of microstructure of the studied rolled products in the color scheme of a standard stereographic triangle for the rolling direction стандартного стереографического треугольника для направления прокатки. Видно, что выраженная текстура характерна лишь для проката толщиной 6 мм: на ориентационной карте преобладают зеленый и фиолетовый цвета, соответствующие ориентировкам <110>||НП и (<113>...<112>)||НП.

На ориентационных картах остальных образцов выделить какие-либо преобладающие ориентировки затруднительно, что говорит о формировании слабовыраженной кристаллографической текстуре в прокате 8, 10 и 12 мм.

## Выводы

Проведенные в работе исследования показали следующее.

Прокат толщиной 6, 8 мм обладает более высокими прочностными свойствами по сравнению с прокатом толщиной 10, 12 мм (в среднем на 10 МПа по временному сопротивлению, на 30 МПа по пределу текучести).

Динамические испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже показали, что чем меньше толщина проката, тем характер кривой зависимости ударной вязкости от температуры испытаний имеет более пологий вид. Хладостойкость металла, характеризующаяся температурой вязко-хрупкого перехода ( $T_{50}$ ) выше у проката толщиной 6 и 8 мм ( $T_{50}$  ниже –80 °C). Наименьшей хладостойкостью обладает прокат толщиной 12 мм ( $T_{50}$  ссставляет –50 °C).

Средний размер зерна феррита, оцениваемый номером зерна по ГОСТ 5639, у проката разных толщин близок и соответствует 10 - 11 номеру. При этом наблюдается разброс по размеру зерен. В прокате меньших толщин присутствуют более мелкие зерна, соответствующие 14 номеру, в прокате больших толщин наоборот, более крупные зерна – 8 номера.

Проведенная оценка размера зерна путем обработки ДОРЭ-карт показала, что в прокате толщиной 10 и 12 мм за счет наличия грубых бейнитных участков, внутри которых присутствуют в основном МУГ, доля и плотность БУГ меньше по сравнению с прокатом толщиной 6 и 8 мм.

Ориентационные карты микроструктуры исследуемого проката показали, что выраженная деформационная текстура характерна лишь для металла толщиной 6 мм. В результате производства проката толщиной 8, 10, 12 мм в металле сформировалась слабовыраженная кристаллографическая текстура.

Высокая сопротивляемость хрупкому разрушению при отрицательных температурах в прокате толщиной 6 мм определяется значительной накопленной пластической деформацией в аустените во время проведения прокатки и связана с наличием более мелкого ферритного зерна, разделенного БУГ, а также сформировавшейся текстуры деформации, соответствующей ориентировкам <110>||НП и (<113>...<112>)||НП.

#### Список литературы / References

- 1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
- Кислица В.В., Ламухин А.М., Исаев О.Б. и др. Литейно-прокатный комплекс – новые технологии в производстве рулонного проката трубного назначения // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2013. № 4. С. 50–56.
- Науменко В.В., Багмет О.А., Матросов М.Ю., Мунтин А.В., Кичкина А.А., Дьяконов Д.Л. Влияние системы микролегирования на структуру рулонного проката, произведенного в условиях ЛПК // Сталь. 2020. № 7. С. 58–64.
- 4. Науменко В.В., Багмет О.А., Мурсенков Е.С. Освоение производства в условиях литейно-прокатного комплекса проката трубного назначения из хладостойких и стойких к сероводородному растрескиванию сталей системы микролегирования V-N // Металлург. 2019. № 2. С. 42–52.
- Ламухин А.М., Дубинин И.В. Пуск литейно-прокатного комплекса и освоение производства высокачественного проката для электросварных труб // Металлург. 2010. № 1. С. 38–44.
- 6. Червонный А.В., Рингинен Д.А., Частухин А.В., Эфрон Л.И., Мунтин А.В., Науменко В.В., Багмет О.А. Формирование структуры и свойств рулонного проката трубного назначения при производстве в условиях литейно-прокатного комплекса // Металлург. 2018. № 10. С. 40–47.
- Schwinn V., Schuetz W., Fluess P., Bauer J. Prospects and state of the art of TMCP steel plates for structural and linepipe applications // Materials Science Forum. 2007. Vol. 539-543. Part 5. P. 4726–4731. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4726
- Hara T., Shinohara Y., Terada Y., Asahi H., Doi N. Metallurgical design and development of high deformable high strength line pipe suitable for strain-based design // Int. Offshore and Polar Engineering Conf. Osaka, Japan, June 21–26, 2009. P. 73–79.
- DeArdo A.J. Fundamental metallurgy of niobium in steel. Development and production of high strength pipeline steels // Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001. (Orlando, USA) / TMS. Niobium 2001 Lim. P. 427–500.
- DeArdo A.J. Producing high quality niobium-bearing steels using the CSP process at Nucor steel Berkeley // Proceedings of the 5<sup>th</sup> Int. Conf. HSLA Steels 2005 Sanya, Hainan, China, November 8–10, 2005 / Iron & Steel Supplement 2005. Vol. 40. P. 23–29.
- Hillenbrand H., Gras M., Kalwa C. Development and production of high strength pipeline steels // Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001, Orlando, Florida, USA, December 2–5, 2001. P. 543–569.
- **12.** Schwinn V., Fluess P., Bauer J. Production and progress of plates for pipes strength level of X80 and above // Proceedings of the Pipe Dreamers Conf., Yokohama, Japan, 2002. P. 98–114.
- Windhager M., Kneissl A., Jeglitsch F. Evolution of microstructure during the thermomechanical processing of HSLA steels // Proceedings of the Int. Symp. on Processing, Microstructure and properties of HSLA Steels, November 3–5, 1987, Pittsburgh, Pennsylvania. P. 105–116.
- Zhang X., Yang C., Shang C. New development of HSLA steels in China // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings. 2015. P. 3–15. https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch1
- Yang C. R&D application of V-N microalloyed steels in China // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings. 2015. P. 917–930. https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch115
- 16. Багмет О.А., Науменко В.В., Сметанин К.С. Исследование хладостойкости рулонного проката для труб, изготовленного в условиях литейно-прокатного комплекса. Часть 1 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 9 (747). С. 9–14.

- 1. Efron L.I. *Metal Science in the "Big" Metallurgy. Pipe Steels*. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
- Kislitsa V.V., Lamukhin A.M., Isaev O.B., etc. Foundry and rolling complex – new technologies in the production of rolled products for pipe purposes. *Chernaya metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information.* 2013, no. 4, pp. 50–56. (In Russ.).
- Naumenko V.V., Bagmet O.A., Matrosov M.Yu., Muntin A.V., Kichkina A.A., D'yakonov D.L. The influence of a microalloying system on the structure of a coiled strip produced under conditions of endless strip production. *Steel in Translation*. 2020, vol. 50, no. 7, pp. 501–508. *https://doi.org/10.3103/S0967091220070104*
- Naumenko V.V., Bagmet O.A., Mursenkov E.S. Assimilation of production under casting and rolling conditions of pipe rolled product from steels of the V–N microalloying system resistant to cold and hydrogen sulfide cracking. *Metallurgist*. 2019, vol. 63, no. 1-2, pp. 163–175. *https://doi.org/10.1007/s11015-019-00806-x*
- Lamukhin A.M., Dubinin I. V. Startup of a casting-rolling complex and mastery of the production of high-quality rolled products for electric-welded pipes. *Metallurgist*. 2020, vol. 54, no. 1-2, pp. 19–27. https://doi.org/10.1007/s11015-010-9268-3
- Chervonnyi A.V., Ringinen D. A., Chastukhin A.V., Éfron L.I., Muntin A.V., Naumenko V.V., Bagmet O.A. Structure and property formation for pipe coiled rolled product during manufacture under casting and rolling complex conditions. *Metallurgist*. 2019, vol. 62, no. 9-10, pp. 1012–1021. https://doi.org/10.1007/s11015-019-00748-4
- Schwinn V., Schuetz W., Fluess P., Bauer J. Prospects and state of the art of TMCP steel plates for structural and linepipe applications. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 539-543, part 5, pp. 4726–4731. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4726
- Hara T., Shinohara Y., Terada Y., Asahi H., Doi N. Metallurgical design and development of high deformable high strength line pipe suitable for strain-based design. *Int. Offshore and Polar Engineering Conf. Osaka, Japan, June 21–26, 2009*, pp. 73–79.
- DeArdo A.J. Fundamental metallurgy of niobium in steel. Development and production of high strength pipeline steels. *Proceedings of the Int. Symposium Niobium 2001 (Orlando, USA) / TMS. Niobium 2001 Lim*, pp. 427–500.
- DeArdo A.J. Producing high quality niobium-bearing steels using the CSP process at Nucor steel Berkeley. *Proceedings of the 5<sup>th</sup> Int. Conf. HSLA Steels 2005 Sanya, Hainan, China, November 8-10,* 2005 / Iron & Steel Supplement. 2005, vol. 40, pp. 23–29.
- Hillenbrand H., Gras M., Kalwa C. Development and production of high strength pipeline steels. *Proceedings of the Int. Symp. Niobium* 2001, Orlando, Florida, USA, December 2-5, 2001, pp. 543–569.
- 12. Schwinn V., Fluess P., Bauer J. Production and progress of plates for pipes strength level of X80 and above. *Proceedings of the Pipe Dreamers Conf., Yokohama, Japan, 2002*, pp. 98–114.
- Windhager M., Kneissl A., Jeglitsch F. Evolution of microstructure during the thermomechanical processing of HSLA steels. *Proceed*ings of the Int. Symp. on Processing, Microstructure and properties of HSLA Steels, November 3-5, 1987, Pittsburgh, Pennsylvania, pp. 105–116.
- Zhang X., Yang C., Shang C. New development of HSLA steels in China. HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings. 2015, pp. 3–15. https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch1
- 15. Yang C. R&D application of V-N microalloyed steels in China. HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings. 2015, pp. 917–930. https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch115
- Bagmet O.A., Naumenko V.V., Smetanin K.S. A study of the cold resistance of coiled stock for pipes produced at foundry rolling works. Part 1. *Metal Science and Heat Treatment*. 2018, vol. 59, no. 9-10, pp. 551–555. https://doi.org/10.1007/s11041-018-0188-3

- Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Шамшурин А.И., Лукьянов А.А. Исследование бейнита реечной морфологии в высокопрочной трубной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. № 6. 2013. С. 3–9.
- 18. Методы исследования текстур в материалах / М.Л. Лобанов, А.С. Юровских, Н.И. Кардонина и др. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2014. 115 с.
- **19.** Уманский Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
- 20. Платов С.И., Краснов М.Л., Урцев Н.В., Данилов С.В., Лобанов М.Л. Структурно-текстурные состояния штрипсов стали 06Г2МБ после контролируемой термомеханической обработ-ки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 1. С. 56–61.
- Joo M.S., Suh D.W., Bae J.H., Bhadeshia H.K.D.H. Role of deamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel // Materials Science and Engineering: A. 2012. Vol. 546. P. 314–322. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.079
- Haskel H.L., Pauletti E., Martins J.P., Carvalho A.L.M. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens // Materials Research. 2014. Vol. 17. No. 5. P. 1238–1250. https://doi.org/10.1590/1516-1439.268314
- **23.** Misra R.D.K., Nathahi H., Siciliano F., Carneiro T. Effect of texture and microtexture on resistance to cracking of high-strength hotrolled Nb-Ti micro-alloyed steels // Metallurgical and Materials Transactions A. 2004. Vol. 35. P. 3024–3029.

- Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Shamshurin A.I., Luk'yanov A.A. Study of lath morphology bainite in high-strength pipe steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, vol. 55, no. 5-6, pp. 287–293. https://doi.org/10.1007/s11041-013-9621-9
- Lobanov M.L., Yurovskikh A.S., Kardonina N.I., etc. *Methods of Studying Textures in Materials*. Yekaterinburg: UrFU, 2014, 115 p. (In Russ.).
- **19.** Umanskii Ya.S. *Crystallography, Radiography and Electron Microscopy*. Moscow: Metallurgy, 1982, 632 p. (In Russ.).
- Platov S.I., Krasnov M.L., Urtsev N.V., Danilov S.V., Lobanov M.L. Structural and textural states of steel 06G2MB strips after controlled thermomechanical treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020, vol. 62, no. 1-2, pp. 55–60. https://doi.org/10.1007/s11041-020-00512-5
- 21. Joo M.S., Suh D.W., Bae J.H., Bhadeshia H.K.D.H. Role of deamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2012, vol. 546, pp. 314–322. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.079
- Haskel H.L., Pauletti E., Martins J.P., Carvalho A.L.M. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens. *Materials Research*. 2014, vol. 17, no. 5, pp. 1238–1250. https://doi.org/10.1590/1516-1439.268314
- **23.** Misra R.D.K., Nathahi H., Siciliano F., Carneiro T. Effect of texture and microtexture on resistance to cracking of high-strength hot-rolled Nb-Ti micro-alloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, vol. 35, pp. 3024–3029.

## Сведения об авторах / Information about the authors

Виталий Владимирович Науменко, к.т.н., начальник отдела по исследованиям и разработкам Центра исследовательских лабораторий, ОАО «Выксунский металлургический завод», Выксунский филиал НИТУ «МИСиС» E-mail: naumenko\_vv@vsw.ru

Кирилл Сергеевич Сметанин, главный специалист по электронной микроскопии и рентгенографии лаборатории металловедения, ОАО «Выксунский металлургический завод» E-mail: smetanin ks@vsw.ru

Александр Вадимович Мунтин, к.т.н., доцент кафедры «Оборудование и технологии прокатки», МГТУ им. Баумана ORCID: 0000-0002-8926-0110 *E-mail:* muntin\_av@omk.ru

Ольга Александровна Баранова, инженер-исследователь лаборатории металловедения, ОАО «Выксунский металлургический завод» *E-mail:* baranova\_oa@vsw.ru

*Станислав Владимирович Ковтунов,* специалист отдела по исследованиям и разработкам, ОАО «Выксунский металлургичес-кий завод»

*E-mail:* kovtunov\_sv@omk.ru

**Vitalii V. Naumenko,** Cand. Sci. (Eng.), Head of Division of Research and Development of the Center of Research Laboratories, JSC "Vyksa Metallurgical Plant", Vyksa Branch of the National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: naumenko\_vv@vsw.ru

*Kirill S. Smetanin, Chief Specialist on Electron Microscopy and Radiography of the Laboratory of Metal Science, JSC "Vyksa Metallurgical* Plant"

E-mail: smetanin\_ks@vsw.ru

Aleksandr V. Muntin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Rolling Equipment and Technologies", Bauman MSTU ORCID: 0000-0002-8926-0110 E-mail: muntin\_av@omk.ru

*Ol'ga A. Baranova,* Research Engineer of the Laboratory of Metallography, JSC "Vyksa Metallurgical Plant" *E-mail:* baranova\_oa@vsw.ru

Stanislav V. Kovtunov, Specialist of the Research and Development Department, JSC "Vyksa Metallurgical Plant" *E-mail:* kovtunov\_sv@omk.ru

## Вклад авторов:

*Науменко В.В.* – формирование основной идеи исследований, разработка методологии работы, анализ результатов исследований. Подготовка материалов для статьи.

Сметанин К.С. – исследование образцов на электронном микроскопе, анализ результатов исследований.

Мунтин А.В. – разработка плана исследований, постановка задач, анализ результатов исследований.

Баранова О.А. – выполнение металлографических исследований, анализ результатов исследований.

Ковтунов С.В. – организация испытаний образцов, сбор данных исследований, анализ результатов исследований.

Поступила в редакцию 30.06.2021	Received 30.06.2021
После доработки 24.08.2021	Revised 24.08.2021
Принята к публикации 26.08.2021	Accepted 26.08.2021

**МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТALLURGICAL TECHNOLOGIES** 



#### Оригинальная статья

УДК 621.791.927.5 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-679-684



## Модификация поверхностного слоя стали соединениями с высокой температурой плавления методами электрошлаковой наплавки

## Ю. Н. Сараев, В. П. Безбородов, М. В. Перовская, В. М. Семенчук

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634021, Томск, Академический пр., 2/4)

Аннотация. В работе изучено влияние легирования на структуру, микротвердость и абразивную износостойкость слоев электрошлаковой наплавки на низколегированную конструкционную сталь 09Г2С. Для модифицирования использовали смеси порошков Si, N<sub>4</sub> + FeSi, + Si, полученные в отделе структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН методом СВС-синтеза, а также порошковых композиций на основе TiC. Из низколегированной стали Cr3 изготавливался расплавляемый электрод, на который высыпались модифицирующие композиции  $Si_{3}N_{4} + FeSi_{2} + Si$  в первом случае, и модифицирующие композиции  $Si_{3}N_{4} + FeSi_{2} + Si$ , располагаемые снизу, во втором случае. Методами металлографии и рентгеновского микроанализа определена структура и проведен анализ состава наплавленных слоев, зоны термического влияния и основного металла, на основании которого высказаны предположения о природе формирования свойств покрытий – твердости, износостойкости. Показано, что основное влияние на износостойкость оказывает структура металла наплавки. Установлено положительное влияние модифицирования покрытий легирующими материалами со сплавами Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si и CT3, ТіС и Ст3. В расплавленном слое выделяется множество новых центров кристаллизации в виде дисперсных частиц ТіС. Дисперсные частицы TiC, обладающие высокой температурой плавления (3180 °C), первыми выпадают из расплава и не только служат множественными центрами кристаллизации, но и препятствует росту аустенитного зерна, что обеспечивает формирование дисперсной структуры. Покрытия содержат частицы карбида TiC, а также включения других фаз. При этом повышение твердости наплавленного слоя, содержащего включения карбида титана, наблюдается в направлении к границе с основой. Износостойкость слоя возрастает при формировании покрытия на основе TiC. Полученные данные могут быть использованы при создании на поверхности металла наплавленных слоев с высокой стойкостью против абразивного износа.

Ключевые слова: электрошлаковый, наплавка, покрытие, сплав, структура, свойство, модификации, плавление

- Финансирование: Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021 2023 годы, проект FWRW-2021-0003.
- *Для цитирования:* Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Перовская М.В., Семенчук В.М. Модификация поверхностного слоя стали соединениями с высокой температурой плавления методами электрошлаковой наплавки // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 679–684. *https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-679-684*

## **Original** article

## MODIFICATION OF STEEL SURFACE LAYER BY ELECTROSLAG SURFACING USING COMPOUNDS WITH HIGH MELTING POINT

## Yu. N. Saraev, V. P. Bezborodov, M. V. Perovskaya, V. M. Semenchuk

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634021, Russian Federation)

*Abstract.* The authors have studied the effect of alloying on the structure, microhardness and abrasive wear resistance of electroslag surfacing layers on low-alloy structural steel 09G2S. For modification, mixtures of  $Si_3N_4 + FeSi_2 + Si$  powders obtained in the Department of Structural Macrokinetics of the Tomsk Scientific Centre SB RAS by the method of SHS synthesis, as well as powder compositions based on TiC, were used. A molten electrode was made of low-alloy steel St3, on which modifying compositions  $Si_3N_4 + FeSi_2 + Si$  were poured out, in the first case, and modifying compositions  $Si_3N_4 + FeSi_2 + Si$ , located below, in the second case. Metallography and X-ray microanalysis methods were used to determine the structure and to analyze the composition of the deposited layers, heat-affected zone (HAZ) and the base metal, on the basis of which assumptions were made about the nature of the formation of coating properties – hardness and wear resistance. It is shown that the main influence on the wear resistance is exerted by structure of the surfacing metal. There is a positive effect of modifying coatings by alloying materials with the alloys  $Si_3N_4 + FeSi_2 + Si$  and TiC + St3. In the molten layer, many new crystallization centers are released in the form of dispersed TiC particles. Dispersed TiC particles with a high melting point (3180 °C) are the first to fall out of the melt and not only serve as multiple crystallization centers, but also prevent the growth of austenitic grains, which ensures the formation of dispersed structure. The coatings contain TiC carbide particles, as well as inclusions of other phases.

At the same time, an increase in hardness of the deposited layer containing titanium carbide inclusions is observed in direction of the boundary with the base. Wear resistance of the layer increases when a TiC-based coating is formed. The obtained data can be used to create deposited layers on the metal surface with high resistance against abrasive wear.

Keywords: electroslag, surfacing, coating, alloy, structure, property, modifications, melting

*Funding:* The work was performed in accordance with the State Assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS for 2021 – 2023, project FWRW-2021-0003.

For citation: Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskaya M.V., Semenchuk V.M. Modification of steel surface layer by electroslag surfacing using compounds with high melting point. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 679–684. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-679-684

### Введение

Электрошлаковая наплавка (ЭШН) является одним из самых производительных способов формирования покрытий на изделиях, подверженных интенсивному износу [1-5]. При этом структура и свойства покрытий как правило зависят от количества легирующих добавок, вводимых в наплавочную ванну, а также энергетических и настраиваемых параметров ЭШН, которые определяют технологию как дуговую, электрошлаковую или электрошлаково-дуговую. Выбор способа наплавки оказывает доминирующее влияние на тепловложение в обрабатываемое изделие, и, как следствие, влияет на структуру и свойства деталей машин, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания [6, 7]. Анализ работ [1-7] показал, что способы электрошлаковой наплавки с использованием легирующих присадок находят на практике все более широкое применение. В процессе ЭШН присадочный материал легированного состава помещают на расплавляемый электрод или на поверхность наплавляемого изделия. Принципиально важной особенностью ЭШН, по сравнению с традиционным способом электродуговой наплавки, является то, что процесс должен протекать без коротких замыканий в межэлектродном промежутке. С учетом данного обстоятельства расстояние между электродом и изделием устанавливается таким, чтобы избежать появления дуги и случайных коротких замыканий. Место наплавки на изделии ограничивают кристаллизаторами, внутреннее пространство между которыми заполняют специальным флюсом. Возбуждение процесса осуществляют путем локального расплавления части флюса, который становится электропроводным, а выделяемое при этом тепло обеспечивает интенсивное плавление электрода и присадочного материала, а также поверхностного слоя обрабатываемого изделия.

Анализ используемых современных наплавочных материалов, а также способов воздействия на процессы формирования, структуру и физико-механические характеристики покрытий из различных металлов и сплавов позволил оценить возможности применения новых порошковых материалов [7 – 16]. Известно [8 – 16], что перспективным является применение материалов, имеющих субмикрокристаллическую структуру, а также композиционных материалов с включениями легирующих частиц. При этом успешный выбор хими-

ческого состава легирующих материалов позволяет оптимизировать режим формирования получаемого слоя при ЭШН [1 – 5]. Важно отметить, что при выборе типа легирующих фаз следует ориентироваться на физикомеханические и специальные свойства (износостойкость, коррозионностойкость и др.) обрабатываемого изделия, которые могут быть повышены с добавлением различных модифицирующих соединений, таких как карбиды, бориды, нитриды и прочие химические соединения [6]. Повышение абразивной износостойкости наплавленных покрытий таким легированием является одним из наиболее эффективных путей повышения работоспособности упрочняемых деталей и срока их эксплуатации [7].

С учетом сказанного, изучение физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий, получаемых ЭШН с добавлением легирующих элементов, установление зависимостей изменения этих свойств от исходных материалов и технологических параметров является актуальной задачей.

Цель работы – исследование физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий, получаемых электрошлаковой наплавкой с добавлением соединений из легирующих элементов, имеющих высокую температуру плавления.

Изучение и оптимизация процессов кристаллизации, регулирования температуры расплава за счет ввода в состав модифицирующих наплавочных материалов, компонентов с высокой температурой плавления, может обеспечить повышение физико-механических и эксплуатационных свойств обрабатываемых изделий, а также позволит оптимизировать не только режимы, но и всю технологию наплавки.

#### Материалы и методика исследований

Электрошлаковую наплавку производили на образцы из стали 09Г2С толщиной 12 мм. Расплавляемый электрод изготавливали из низколегированной стали Ст3 размером  $85 \times 40 \times 4$  мм. Схема ЭШН приведена на рис. 1. Для наплавки использовали плавленый флюс АН-348А. В работе применяли следующий режим ЭШН: I - 500 А, U - 30 В, вылет электрода (h) изменялся в пределах от 9 до 12 мм.

Для модифицирования использовали смеси порошков  $Si_3N_4$  + FeSi<sub>2</sub> + Si, полученные в отделе структурной



Рис. 1. Схема электрошлаковой наплавки покрытий: *I* – токоподводящие губки-зажимы; *2* – расплавляемый пластинчатый электрод; *3* – основа; *4* – флюс; *5* – насыпаемый композиционный материал; *6* – медные кристаллизаторы для предотвращения вытекания расплавленного металла и флюса; *h* – расстояние между расплавляемым электродом и основой

Fig. 1. Scheme of electroslag surfacing of coatings: I - current-carrying jaws-clamps; 2 - molten plate electrode; 3 - base; 4 - flux; 5 - bulk composite material; 6 - copper crystallizers to preventthe leakage of molten metal and flux; h - distance between the meltedelectrode and the base

макрокинетики Томского научного центра СО РАН методом СВС-синтеза, а также порошковых композиций на основе ТіС. Модифицирующие компоненты в объеме до 1 % массы расплавляемого электрода равномерно распределялись по поверхности электрода, либо непосредственно на обрабатываемом изделии (см. рис. 1).

Микроструктуры наплавленного металла покрытий, зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла анализировали с помощью металлографических микроскопов Axio Observer D1m и Neophot-32. Шлифы для проведения металлографического анализа изготавливали из образцов, вырезаемых из пластин в сечении, перпендикулярном продольной оси наплавленных покрытий.

Измерение микротвердости наплавленных покрытий, металла ЗТВ и основного металла проводили на микротвердомере Leika при нагрузке на индентор 1,0 H. Микроанализ выполняли на электронном микроскопе Philips SEM 515. Испытания покрытий на абразивный износ производили о нежестко закрепленные абразивные частицы кварцевого песка (ГОСТ 23.208-79).

#### Результаты исследований и их обсуждение

Структуры покрытий из сплавов Ст3 и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + + FeSi<sub>2</sub> + Si, Ст3 и TiC представлены на рис. 2. На рис. 2, *а* видно, что структура материала – ферритноперлитная, а из рис. 2, *б* следует, что в структуре покрытия содержится большое количество мелких зерен карбида титана. Средние значения твердости (HRC) наплавленных металлов и сплавов: Ст3 – 18, ТіС – 66. Значения коэффициента износостойкости покрытий ( $K_{\mu}$ ): сталь Ст3 – 1,25, ТіС – 3.

При ЭШН материал расплавляемого электрода перемешивается с материалом основы [17 – 20].

На рис. 3 в качестве примера приведен график изменения средних значений микротвердости композиции



Рис. 2. Структура покрытий из сплавов: a – расплавляемый электрод из Ст3 и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si;  $\delta$  – расплавляемый электрод из Ст3 и TiC

Fig. 2. Structure of coatings from alloys: a - molten electrode made of St3 and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si;  $\delta - \text{molten}$  electrode made of St3 and TiC



Рис. 3. Изменение средних значений микротвердости композиции по сечению покрытия сплава TiC + основа 09Г2С

Fig. 3. Change in the average values of the composition microhardness over cross-section of coating of the TiC + base 09G2C alloy



Рис. 4. Элементный состав наплавленного покрытия (со спеченным TiC) и таблица обнаруженных в покрытии элементов (в весовых и атомарных процентах)

Fig. 4. Elemental composition of the surfaced coating (with sintered TiC), and a table of elements detected in the coating (in weight and atomic percentages)

по сечению: покрытие из сплава TiC + сталь 09Г2С. Микротвердость стальной основы (стали 09Г2С) составляла ~2000 МПа.

Анализ графика показывает, что имеет место резкая граница перехода значений микротвердости от покрытия, содержащего TiC, к основе.

Элементный состав наплавленного покрытия со спеченным CBC-методом, TiC и таблица обнаруженных в покрытии элементов в весовых и атомных процентах представлены на рис. 4.

Применение элементов V и Ni в данном сплаве очень важно. Ванадий обеспечивает более высокие свойства покрытия как карбидообразующий элемент. Никель способствует повышению смачиваемости частиц TiC и аустенизации покрытия.

Также были исследованы композиционные составы легирующих элементов  $Si_3N_4 + Si_3Al_3O_3N_5 + FeSi_2 + Fe$  и  $Cr_2N + AlN$  и произведена оценка степени их влияния на структуру и свойства покрытий на малоуглеродистой низколегированной стали. Анализ полученных результатов позволил отсеять композиции, имеющие более низкие результаты при испытаниях по сравнению с компонентами  $Si_3N_4 + FeSi_2 + Si$  и TiC.

Результаты испытаний абразивной износостойкости  $(K_{\mu})$  наплавленных покрытий представлены на рис. 5.

Следует отметить, что на рис. 5 приведены результаты с наиболее высокими значениями показателей стойкости изделий, подвергающихся абразивному износу. Кроме того, выбранные материалы оказывают не только модифицирующее влияние на наносимое покрытие, но и повышают их дюрометрические свойства, не увеличивая при этом хрупкость модифицированной поверхности, проявляемой в растрескивании. Таким образом, применение методов ЭШН с модифицирующими композициями позволяет повышать износостойкость обрабатываемых изделий. Результаты испытаний образцов, наплавленных электрошлаковым способом на абразивный износ, показали, что максимальную износостойкость имеет сплав, сформированный на основе TiC, который более, чем в два раза повышает износостойкость материала основы – 09Г2С, а также превосходит показатели остальных



Рис. 5. Изменение абразивной износостойкости наплавленного металла (K<sub>н</sub>) ЭШН в зависимости от режима наплавки: *1* – наплавка электродом из СтЗ без модификатора; 2 – основа 09Г2С; 3 – наплавка с модификаторами Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si, располагаемыми сверху расплавляемого электрода из СтЗ; 4 – легирование металла модифицирующими композициями Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si, располагаемыми снизу расплавляемого электрода из СтЗ; 5 – композиционный материал на основе TiC

и расплавляемого электрода из Ст3

Fig. 5. Change in abrasive wear resistance of the deposited metal  $(K_{\mu})$  of electroslag surfacing depending on the surfacing mode:

I – surfacing with an electrode made of St3 without a modifier; 2 – base of 09G2C; 3 – surfacing with Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si modifiers located on top of the molten electrode made of St3; 4 – alloying of metal with modifying compositions Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + FeSi<sub>2</sub> + Si located on the bottom of the molten electrode made of St3; 5 – composite material based on TiC and the molten electrode made of St3 примененных модификаторов на 46 % (образец 4) и на 12,5 % (образец 3).

## Выводы

Установлено положительное влияние модифицирования покрытий легирующими материалами со сплавами  $Si_3N_4 + FeSi_2 + Si$  и Ст3, ТiС и Ст3 на структуру и свойства покрытий, формируемых с применением способа электрошлаковой наплавки на малоуглеродистую низколегированную сталь 09Г2С.

Установлено, что покрытия содержат дисперсные частицы карбида TiC, а также включения других фаз. При этом повышение твердости наплавленного слоя, содержащего карбидные включения TiC, наблюдается в направлении к границе с основой.

Применение метода электрошлаковой наплавки, сформированного с применением карбида ТiC, позволяет повышать абразивную износостойкость стали более, чем в два раза, что способствует увеличению эксплуатационных свойств изделий, изготавливаемых с его применением.

## Список литературы References

- Wang H., Yu S.F., Khan A.R., Huang A.G. Effects of vanadium on microstructure and wear resistance of high chromium cast iron hardfacing layer by electroslag surfacing // Metals. 2018. Vol. 8. No. 6. Article 458. https://doi.org/10.3390/met8060458
- Zahiri R., Sundaramoorthy R., Lysz P., Subramanian C. Hardfacing using ferro-alloy powdermixtures by submerged arc welding // Surface & Coatings Technology. 2014. Vol. 260. P. 220–229. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.08.076
- Pavlov A.A. Development of new corrosion-resistant bimetals with increased corrosion resistance prepared by electroslag surfacing technology // Chemical and Petroleum Engineering. 2017. Vol. 53. No. 7–8. P. 551–556. https://doi.org/10.1007/s10556-017-0380-0
- Cao Y., Jiang Z., Dong Y., Deng X., Medovar L., Stovpchenko G. Research on the bonding interface of high speed steel / ductile cast iron composite roll manufactured by an improved electroslag cladding method // Metals. 2018. Vol. 8. No. 6. Article 390. https://doi.org/10.3390/met8060390
- Bao Y., Ren Q., Zhang Z., Yang K., Jiang Y. Study of intergranular corrosion resistance of overlay by electroslag cladding with austenitic stainless steel // Hanjie Xuebao. Transactions of the China Welding Institution. 2019. Vol. 37. No. 6. P. 65–68.
- 6. Воловик Е.Л. Справочник по восстановлению деталей. М.: Колос, 1981. 351 с.
- Абразивное изнашивание / В.Н. Виноградов и др. М.: Машиностроение, 1990. 220 с.
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 375–377. No. 1–2. P. 213–218. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257
- Zhou Y.J., Zhang Y., Wang F.J., Wang Y.L., Chen G.L. Effect of Cu addition on the microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNiTi0.5 solid-solution alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2008. Vol. 466. No. 1–2. P. 201–204. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.11.110
- Guo Sheng, Liu C.T. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase // Progress in Science: Materials International. 2011. Vol. 21. No. 6. P. 433–446. https://doi.org/10.1016/S1002-0071(12)60080-X
- Yeh J.-W., Chang S.-Y., Hong Y.-D., Chen S.-K., Lin S.-J. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co– Cr–Fe–Si alloy systems with multi-principal elements // Materials Chemistry and Physics. 2007. Vol. 103. No. 1. P. 41–46. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2007.01.003
- 12. Mahlalela S.S., Pistorius P.G.H. Microstructural characterization of laser beam and gas tungsten arc welded zirconium-2.5Nb // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. 2017. Vol. 117. No. 10. P. 947–953. https://doi.org/10.17159/2411-9717/2017/v117n10a4

13. Gao X.-L., Liu J., Zhang L.-J., Zhang J.-X. Effect of the overlapping factor on the microstructure and mechanical properties of

- Wang H., Yu S.F., Khan A.R., Huang A.G. Effects of vanadium on microstructure and wear resistance of high chromium cast iron hardfacing layer by electroslag surfacing. *Metals.* 2018, vol. 8, no. 6, article 458. https://doi.org/10.3390/met8060458
- Zahiri R., Sundaramoorthy R., Lysz P., Subramanian C. Hardfacing using ferro-alloy powdermixtures by submerged arc welding. *Surface & Coatings Technology*. 2014, vol. 260, pp. 220–229. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.08.076
- Pavlov A.A. Development of new corrosion-resistant bimetals with increased corrosion resistance prepared by electroslag surfacing technology. *Chemical and Petroleum Engineering*. 2017, vol. 53, no. 7–8, pp. 551–556. https://doi.org/10.1007/s10556-017-0380-0
- Cao Y., Jiang Z., Dong Y., Deng X., Medovar L., Stovpchenko G. Research on the bonding interface of high speed steel / ductile cast iron composite roll manufactured by an improved electroslag cladding method. *Metals.* 2018, vol. 8, no. 6, article 390. https://doi.org/10.3390/met8060390
- Bao Y., Ren Q., Zhang Z., Yang K., Jiang Y. Study of intergranular corrosion resistance of overlay by electroslag cladding with austenitic stainless steel. *Hanjie Xuebao. Transactions of the China Welding Institution.* 2019, vol. 37, no. 6, pp. 65–68.
- 6. Volovik E.L. *Manual for Parts Restoring*. Moscow: Kolos, 1981, 351 p. (In Russ.)
- 7. Vinogradov V.N., etc. *Abrasive Wear*. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 220 p. (In Russ.)
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A.* 2004, vol. 375–377, no. 1–2, pp. 213–218. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257
- Zhou Y.J., Zhang Y., Wang F.J., Wang Y.L., Chen G.L. Effect of Cu addition on the microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNiTi0.5 solid-solution alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008, vol. 466, no. 1-2, pp. 201-204. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.11.110
- 10. Guo Sheng, Liu C.T. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase. *Progress in Science: Materials International*. 2011, vol. 21, no. 6, pp. 433–446. https://doi.org/10.1016/S1002-0071(12)60080-X
- Yeh J.-W., Chang S.-Y., Hong Y.-D., Chen S.-K., Lin S.-J. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co–Cr– Fe–Si alloy systems with multi-principal elements. *Materials Chemistry and Physics*. 2007, vol. 103, no. 1, pp. 41–46. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2007.01.003
- 12. Mahlalela S.S., Pistorius P.G.H. Microstructural characterization of laser beam and gas tungsten arc welded zirconium-2.5Nb. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2017, vol. 117, no. 10, pp. 947–953.

https://doi.org/10.17159/2411-9717/2017/v117n10a4

**13.** Gao X.-L., Liu J., Zhang L.-J., Zhang J.-X. Effect of the overlapping factor on the microstructure and mechanical properties of pulsed

pulsed Nd: YAG laser welded Ti6Al4V sheets // Materials Characterization. 2014. Vol. 93. P. 136–149. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.04.005

- Медовар Б.И., Саенко В.Я, Нагаевский И.Д., Чепурной А.Д. Электрошлаковая технология в машиностроении. Киев: Техніка, 1984. С. 18–19.
- 15. Электрошлаковая наплавка / Ю.М. Кусков и др. М.: ООО «Наука и технологии», 2001. 180 с.
- 16. Фромайер Г. Технология быстрого затвердевания для получения стали с высокими показателями механических и физических свойств // Черные металлы. 1988. № 9. С. 12–21.
- Saraev Yu.N., Bezborodov V.P. Effect of the energy parameters of the welding process on the structure and properties of welded joints in low-alloy steels // Welding International. 2013. Vol. 27. No. 9. P. 678–680. https://doi.org/10.1080/09507116.2012.753276
- 18. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Перовская М.В., Семенчук В.М. Структура и твердость наплавленных на низкоуглеродистую сталь износостойких покрытий при низкочастотной модуляции тока // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 6. С. 469–473. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-469-473
- 19. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskaya M.V., Semenchuk V.M., Braverman B.S., Bolgaru K.A. Influence of energy action modes on heat and mass transfer of surfacing material, formation of structure and properties of coatings // 7<sup>th</sup> Int. Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). Tomsk, Russia, 2020. P. 1271–1274.
- 20. Saraev Yu.N., Perovskaya M.V., Braverman B.S., Bezborodov V.P., Semenchuk V.M., Bolgaru K.A. Influence of energy impact on the structure formation and properties of deposited coatings // 7<sup>th</sup> Int. Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). Tomsk, Russia, 2020. P. 1275–1278.

Nd: YAG laser welded Ti6Al4V sheets. *Materials Characterization*. 2014, vol. 93, pp. 136–149. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.04.005

- Medovar B.I., Saenko V.Ya, Nagaevskii I.D., Chepurnoi A.D. Electroslag Technology in Mechanical Engineering. Kiev: Tekhnika, 1984, 18-19 p. (In Russ.)
- **15.** Kuskov Yu.M., etc. *Electroslag Surfacing*. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2001, 180 p. (In Russ.)
- **16.** Fromaier G. Fast hardening technology for obtaining steel with high mechanical and physical properties. *Chernye metally.* 1988, no. 9, pp. 12–21. (In Russ.)
- Saraev Yu.N., Bezborodov V.P. Effect of the energy parameters of the welding process on the structure and properties of welded joints in low-alloy steels. *Welding International*. 2013, vol. 27, no. 9. pp. 678–680. *https://doi.org/10.1080/09507116.2012.753276*
- Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskaya M.V., Semenchuk V.M. Structure and hardness of wear-resistant coatings with low-frequency current modulation deposited on low carbon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 6, pp. 469–473. (In Russ.) https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-469-473
- 19. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskaya M.V., Semenchuk V.M., Braverman B.S., Bolgaru K.A. Influence of energy action modes on heat and mass transfer of surfacing material, formation of structure and properties of coatings. In: 7<sup>th</sup> Int.Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). Tomsk, Russia, 2020, pp. 1271–1274.
- 20. Saraev Yu.N., Perovskaya M.V., Braverman B.S., Bezborodov V.P., Semenchuk V.M., Bolgaru K.A. Influence of energy impact on the structure formation and properties of deposited coatings. In: 7<sup>th</sup> International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). Tomsk, Russia, 2020, pp. 1275–1278.

## Сведения об авторах / Information about the authors

Юрий Николаевич Сараев, д.т.н., доцент, главный научный сотрудник лаборатории композиционных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН *E-mail:* litsin@ispms.tsc.ru

Валерий Павлович Безбородов, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории композиционных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН *E-mail:* val@ispms.tsc.ru

Марина Владимировна Перовская, к.т.н., научный сотрудник лаборатории композиционных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН ORCID: 0000-0003-2780-6023 *E-mail:* mv\_perovskaya@inbox.ru

Вячеслав Максимович Семенчук, младший научный сотрудник лаборатории композиционных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН *ORCID:* 0000-0002-7215-0505 Yurii N. Saraev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Composite Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences *E-mail*: litsin@ispms.tsc.ru

Valerii P. Bezborodov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Composite Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences *E-mail*: val@ispms.tsc.ru

**Marina V. Perovskaya**, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Composite Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences **ORCID**: 0000-0003-2780-6023

E-mail: mv\_perovskaya@inbox.ru

*Vyacheslav M. Semenchuk, Junior Researcher of the Laboratory of Composite Materials,* Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences *ORCID:* 0000-0002-7215-0505

## Вклад авторов:

*Сараев Ю.Н.* – научное руководство, формирование основной концепции, цели и задачи исследования, написание текста рукописи, анализ данных.

Безбородов В.П. – обзор публикаций по теме статьи, получение данных для анализа, написание текста рукописи. Перовская М.В. – получение данных для анализа, доработка текста, корректировка выводов. Семенчук В.М. – обзор публикаций по теме статьи, получение данных для анализа, визуализация результатов исследований, доработка текста.

 Поступила в редакцию 29.06.2021
 Received 29.06.2021

 После доработки 21.07.2021
 Revised 21.07.2021

 Принята к публикации 26.08.2021
 Accepted 26.08.2021

#### IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 685-692.

© 2021. Sheshukov O.Yu., Kataev V.V. Influence of titanium and zirconium on structure and heat-resistance of low-carbon iron-aluminium alloys

**МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАLLURGICAL TECHNOLOGIES** 



#### Оригинальная статья

УДК 669.15-194 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-685-692



## Влияние титана и циркония на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов

### О. Ю. Шешуков, В. В. Катаев

Институт металлургии УрО РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

Аннотация. В работе рассмотрен вопрос влияния на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов ввода в них ферросплавов, содержащих титан и цирконий. Теоретически и опытным путем доказано, что добавка 1,0 % (по массе) титана и 0,1 % (по массе) циркония в низкоуглеродистый железоалюминиевый расплав, содержащий 12 – 14 % (по массе) алюминия, измельчает его структуру, повышая временное сопротивление и жаростойкость. Титан и цирконий, сильные карбидообразующие элементы, при вводе в низкоуглеродистый железоалюминиевый сплав образуют большое количество центров кристаллизации, тем самым влияя на его микроструктуру. Это позволяет получить измельченное и более равноосное зерно по сравнению со сплавом без добавки, что в свою очередь повышает предел прочности обработанного сплава. Кроме того, использование титана в качестве модифицирующей добавки в низкоуглеродистый железоалюминиевый сплав позволяет повысить его жаростойкость, которая превышает в несколько раз жаростойкость известной хромоникелевой стали марки 20Х23H18. Как итог, на основе исследования влияния модифицирующих добавок титана и циркония на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов была разработана новая технология их получения.

- *Ключевые слова:* железоалюминиевые сплавы, добавка титана и циркония, титансодержащий ферросплав, микроструктура, временное сопротивление, жаростойкость
- **Благодарности:** Авторы выражают благодарность за сотрудничество и помощь в подготовке данного материала сотрудникам Института металлургии Уральского отделения Российской академии наук В.П. Ермаковой и В.Г. Смирновой.
- Финансирование: Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН «Структурные физико-химические и механические свойства алюминиевых и медных сплавов и композитов конструкционного и электротехнического назначения» (№0396-2015-0078) с использованием оборудования ЦКП «Урал-М».

Для цитирования: Шешуков О.Ю., Катаев В.В. Влияние титана и циркония на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 685–692. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-685-692

**Original** article

## INFLUENCE OF TITANIUM AND ZIRCONIUM ON STRUCTURE AND HEAT-RESISTANCE OF LOW-CARBON IRON-ALUMINIUM ALLOYS

## O. Yu. Sheshukov, V. V. Kataev

Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

*Abstract.* The paper considers the effect of introducing ferroalloys containing titanium and zirconium on the structure and heat-resistance of low-carbon ferroalloys. Theoretically and experimentally, it has been proven that addition of 1.0 mass. % of titanium and 0.1 mass. % of zirconium to a low-carbon iron-aluminum melt containing 12 – 14 mass. % of aluminum, grinds its structure increasing temporary resistance and heat-melting. Titanium and zirconium are strong carbide-forming elements. When introduced into a low-carbon iron-aluminium alloy, they form a large number of crystallization centers, thus affecting its microstructure, allowing to get shredded and more equal grain compared to an alloy without additive. This in turn increases the strength limit of processed alloy. In addition, the use of titanium as a modifying additive in a low-carbon ferroalloy allows increasing its heat-resistance, which exceeds several times the heat-resistance of famous chrome-nickel steel of 20Kh23N18 grade. As a result, a new technology for obtaining titanium and zirconium was developed based on research of the effect of their modifying additives on the structure and heat-resistance of low-carbon iron-aluminum alloys.

Keywords: iron-aluminium alloys, titanium and zirconium additive, titanium-containing ferroalloy, microstructure, temporary resistance, heat-resistance

Acknowledgements: The authors express their gratitude to V.P. Ermakova and V.G. Smirnova from the Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences for cooperation and assistance in preparation of this article.
*Funding:* The work was performed in accordance with the State task of IMET UB RAS "Structural physicochemical and mechanical properties of aluminum and copper alloys and composites for structural and electrical purposes" (No. 0396-2015-0078) using the equipment of the Ural-M Center for Collective Use.

For citation: Sheshukov O.Yu., Kataev V.V. Influence of titanium and zirconium on structure and heat-resistance of low-carbon iron-aluminium alloys. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 685–692. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-685-692

#### Введение

В настоящее время в России производится большое количество специальных сталей и сплавов и спрос на них постоянно растет. Сплавы, обладающие высокой коррозионной и жаростойкостью, содержат в своем составе, как правило, дорогостоящие и дефицитные легирующие элементы, такие как хром, никель, титан и другие. Порой экономически не всегда рационально использовать в промышленности такие дорогие сплавы со специальными свойствами. Поэтому существует необходимость уделить внимание недорогим сплавам железа с алюминием, которые обладают хорошими потребительскими качествами.

Жаростойкие хромоникелевые стали в промышленности имеют очень широкую сферу применения. Все конструкции, трубопроводы, узлы и детали машин, работающие в агрессивных средах, а также в условиях высоких температур, изготовляются именно из такого типа сталей. Однако в России с 2010 по 2020 г. производство хромоникелевых сталей снизилось в 1,2 раза (с 94,1 до 78 тыс. т). Это падение ниже уровня ее производства в 1990 г. почти в 10 раз (810 тыс. т). Производство данного сортамента сталей столкнулось с проблемой дефицита таких дорогостоящих легирующих элементов, как хром и никель, которые вводятся в их состав в количестве 20 - 40 %. Кроме того, потребность в хроме и никеле при производстве таких сталей достаточно велика [1, 2].

Альтернативой хромоникелевым сталям могут служить железоалюминиевые сплавы, которые сегодня широко используются в промышленности в качестве раскислителей. На сегодня известен ряд разработок в данной области [3, 4]. Принимая во внимание тот факт, что они также обладают хорошей коррозионной и жаростойкостью, стойкостью к агрессивным средам, а также меньшим, чем хромоникелевые стали, удельным весом и стоимостью, в промышленности имеется потребность в таких сплавах в качестве конструкционных материалов.

Как известно, предел прочности железоалюминиевых сплавов довольно высок, что нельзя сказать об их пластических свойствах. Это объясняется тем, что в соответствии с диаграммой состояния системы Fe–Al в интервале содержания Al от 10 до 20 % (по массе) образуется соединение Fe<sub>3</sub>Al, обладающее атомной структурой типа DO<sub>3</sub>, которая характеризуется упорядоченностью атомов в твердых растворах [5]. В зависимости от состава в интервале температур от 800 до

1200 °С в этих сплавах могут присутствовать менее упорядоченные структуры типа В2. Структура типа DO<sub>3</sub> в сплавах Fe<sub>3</sub>Al существует только до температуры 552 °С. При превышении этой температуры сплавы могут иметь только структуру В2. Данная температура может быть изменена при введении легирующих добавок (Ті, Мо, Сг, Si и В). В соответствии с диаграммой состояния, двухфазные области, содержащие  $\alpha$  + Fe<sub>3</sub>Al (ниже 552 °C) и  $\alpha$  + FeAl (выше 552 °C) существуют в диапазоне состава 10 – 16 % (по массе) Al. Чтобы избежать образования неупорядоченных интерметаллидов Fe<sub>2</sub>Al, содержание около 14 % (по массе) Al оптимально. Кроме того, сплавы типа Fe<sub>3</sub>Al могут проявлять повышенную жаростойкость при температуре выше 650 °С. Поднять показатель жаростойкости возможно также за счет введения легирующих добавок, которые расширяют температурные границы.

Известны способы повлиять на прочностные свойства данного вида сплавов добавками молибдена, РЗМ и других элементов [6 – 13]. Но все они технологически сложны и материально затратны. Тем не менее, имеется возможность повлиять на свойства сплавов, изменяя их структуру путем ввода в состав небольшого количества специальных модифицирующих добавок, например, титана и циркония.

#### Методы исследования

Для получения низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов была использована индукционная среднечастотная печь ИП-15 мощностью 15 кВт. Выплавку сплавов проводили в алундовых тиглях в печи емкостью около 0,5 кг. Контроль температуры производился инфракрасным термометром марки СЕМ ДТ-8868H с пределом измерений 1850 °С. В качестве металлической части шихты использовали гранулированный алюминий марки ЧДА и низкоуглеродистую сталь 10880 (Э). Количество шихтовых материалов на плавку рассчитывалось таким образом, чтобы получить в готовом сплаве от 10 до 18 % (по массе) Al.

После достижения расплавом металла необходимой температуры производилась изотермическая выдержка в течение 5 мин, затем металл выливали в прогретую до 200 °C разъемную графитовую изложницу. Для снятия напряжений слитки помещали в камерную электрическую печь сопротивления КО-14 с воздушной атмосферой, выдерживали 1 ч при температуре 1000 °C и охлаждали с печью. Из охлажденных слитков, имеющих вид цилиндрического столбика диаметром 15 мм и высотой 120 мм, на токарном станке вытачивали образцы для механических испытаний, из которых в дальнейшем были изготовлены микрошлифы для металлографического анализа.

Образцы на растяжение испытаны в соответствии с методикой на универсальной разрывной машине Zwick BT1-FRO050THW.A1K с усилием 50 кH и скоростью перемещения захватов 2 мм/мин.

#### Результаты и их обсуждение

Ранее в работе [14] были исследованы механические и жаростойкие свойства сплавов системы Fe-Al-C. В них рассмотрено влияние на механические свойства сплавов количества так называемой *K*-фазы Fe<sub>3</sub>(Al, C). Показано, что ее частицы служат центрами кристаллизации, и управляя количеством данной фазы можно повлиять на структуру и свойства сплавов. Таким образом в данной системе, содержащей около 14 % (по массе) Al, при соблюдении определенной технологии выплавки *K*-фаза способствует измельчению зерна и через структуру повышает пластичность, не ухудшая прочностных свойств сплавов. Улучшенная обрабатываемость слитков позволяет производить токарную обработку.

В низкоуглеродистых сплавах системы Fe-Al *K*-фаза отсутствует. В работах [15, 16] исследовано влияние содержания алюминия в железоалюминиевом сплаве на его временное сопротивление. Испытания на разрывной машине показали, что средняя величина временного сопротивления  $\sigma_{\rm B}$  для сплава, содержащего более 10 % (по массе) Al, составляет не более 100 – 150 МПа. Введение в расплав алюмосодержащей части алюминия в гранулированном виде, либо в виде сечки алюминия в количестве, позволяющем получать в готовом сплаве, % (по массе): 12 – 16 Al, 0,05 – 0,1 С и 0,9 – 1,2 Тi, обеспечивает показатель временного сопротивления  $\sigma_{\rm B}$ сплава на уровне 300 МПа.

Результаты измерений временного сопротивления исследуемых образцов низкоуглеродистых жаростойких железоалюминиевых сплавов в зависимости от содержания в них алюминия определялись опытным путем и приведены на рис. 1. Из полученной зависимости следует, что прочность выше 200 МПа соответствует содержанию алюминия на уровне 12 – 14 % (по массе).



Рис. 1. Влияние содержания алюминия на временное сопротивление Fe-Al сплава



В работе [17] авторами было показано влияние добавок титана и циркония на зеренную структуру литых железоалюминиевых сплавов, содержащих 12 % (по массе) Al.

Выбор в качестве модифицирующих добавок титана и циркония основан на том, что они, будучи сильными карбидообразующими элементами, образуют в расплаве прочные дисперсные карбиды, которые, в свою очередь, являются центрами кристаллизации [18]. Этим объясняется более мелкая зеренная микроструктура литых железоалюминиевых сплавов с добавками титана и циркония в отличии сплавов без добавок. Так, для определения влияния на структуру, а, следовательно, и прочностные свойства Fe–Al сплавов небольших добавок титана и циркония были исследованы добавки модификаторов, химический состав которых приведен в табл. 1.

В табл. 2 приведен средний химический состав серии полученных железоалюминиевых сплавов как без модифицирования, так и после модифицирования титаном, цирконием и совместно титаном и цирконием.

Далее была исследована микроструктура немодифицированного и модифицированных железоалюминиевых сплавов в соответствии с табл. 2. Для указанных четырех сплавов их микроструктура приведена на рис. 2.

Из анализа микроструктур немодифицированного и модифицированных железоалюминевых спла-

Таблица 1

Химический состав исследованных модификаторов

Table 1. Chemical composition of the studied modifiers

Moundanan	Состав, % (по массе)										
модификатор	C	Zr	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Fe	Ba	La	Ce
ФТи30	0,1	-	-	11,8	5,2	-	30,1	ост.	_	_	_
Цирконий	_	99,8	_	_	_	_	_	_	_	_	_

#### Таблица 2

#### Химический состав железоалюминиевых сплавов после модифицирования

Сплар	Tur voutburgton	Содержание, % (по массе)								
Сплав	тип модификатора	C	Al	Ti	Zr	Si	Ce	La	Ba	Fe
1	Без модификатора	0,01	11,8	_	_	0,2	_	_	_	
2	Zr	0,01	11,5	-	0,3	0,3	-	-	_	
3	ФТи30	0,01	13,7	1,2	0,1	0,6	-	-	-	ост.
4	ФТи30 + Zr	0,01	12,9	1,1	0,3	0,4	_	_	_	

Table 2. Chemical composition of iron-aluminium alloys after modification



Рис. 2. Микроструктура немодифицированного и модифицированных железоалюминевых сплавов: *a* – сплав 1; *б* – сплав 2; *в* – сплав 3; *г* – сплав 4

Fig. 2. Microstructure of unmodified and modified iron-alluminum alloys:  $a - alloy 1; \delta - alloy 2; s - alloy 3; z - alloy 4$ 

вов видно, что у модифицированного титаном сплава (сплав 3) зерно более мелкодисперсно и равноосно. Это позволило сдалать предположение, что модифицирование титаном улучшает не только микроструктуру, но и прочностные свойства низкоуглеродистого железоалюминиевого сплава.

Таким образом, введение в железистую основу алюминия и титансодержащей лигатуры под слой легкоплавкого шлака позволяет получить измельченную плотную и однородную микроструктуру сплава и соответственно улучшить его прочностные свойства. Это подтверждено определением механических свойств шести образцов сплава, выплавленного по разработанной авторами технологии, подробно описанной в работе [19]. На данный способ получения жаростойкого низкоуглеродистого железоалюминиевого сплава авторами 25.11.2020 г. подана в Федеральный институт промышленной собственности заявка № 2020138808.

В соответствии с новой технологией после расплавления шихтовых составляющих под слоем шлака, представляющего из себя смесь оксидов  $SiO_2$ , CaO,  $Al_2O_3$  и MgO, производилась доводка расплава до температуры 1580 °C и изотермическая выдержка металла в течение 5 – 10 мин и последующая разливка металла. Разливка проводилась в песчаную форму в виде

пластин размером 15×150×200 мм, одну из которых впоследствии способом гидроабразивной резки разрезали на полоски размером 15×15×150 мм для токарной обработки образцов для механических испытаний. Изготовленные образцы сплава в количестве 6 шт. протачивались до необходимых по ГОСТ 1497-84 размеров. Химический состав полученного сплава приведен в табл. 3.

На универсальной разрывной машине определено временное сопротивление шести опытных образцов по стандартной методике [20]. Результаты испытаний приведены на рис. 3. Шесть кривых – это шесть зависимостей удлинения испытуемых образцов от уровня приложенной к ним стандартной силы. Анализ данных показал, что величина временного сопротивления всех образцов в основном составляет 200 – 300 МПа.

Помимо влияния на микроструктуру и прочностные свойства, далее авторами было проведено исследование воздействия описанных выше добавок на жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов.

Ранее авторами было показано [16], что вводом специально подготовленных лигатур, а также титана и циркония, можно повысить жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов изза образования на их поверхности оксидных пленок

Таблица 3

#### Химический состав нового сплава

#### Table 3. Chemical composition of the resulting alloy

Материал	Al	С	Si	Ti	Mn
Жаростойкий железо- алюминиевый сплав	13,40	0,012	0,35	0,96	0,15



Рис. 3. Результаты механических испытаний выплавленных образцов нового сплава

Fig. 3. Results of mechanical tests of smelted samples from the new alloy

сложного состава. Опытным путем определен показатель жаростойкости четырех низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов, модифицированных титаном и цирконием в разных вариантах. Их химический состав для исследования на жаростойкость приведен в табл. 4.

Исследование жаростойкости опытных сплавов проводилось по ГОСТ 6130-71 [21] путем нагрева образцов металла до температуры 1000 °С со взвешиванием их после выемки из печи и охлаждения до комнатной температуры через каждые 50 ч до суммарной продолжительности 200 ч. Результаты приведены на рис. 4.

Сравнение показателей жаростойкости Fe-Al сплавов и известного жаростойкого сплава 20Х23H18 показало, что увеличение его массы (по справочным данным [22]) и немодифицированного железоалюминиевого сплава, содержащего 13,8 % (по массе) Al, при окислении при 1000 °C в течение 200 ч практически не отличается и составляет 0,02 мг/(см<sup>2</sup>·ч).

Все другие модифицированные Fe–Al сплавы имеют показатель жаростойкости даже выше, чем у сплава

Таблица 4

#### Химический состав исследованных на жаростойкость сплавов

Table 4. Chemical composition of the alloys tested
on heat-resistance

Модификатор	Номер сплава	С	Si	Al	Ti	Zr
Без модификатора	20	0,02	0,4	13,8	_	_
ФТи30	21	0,08	0,4	13,3	0,87	_
Zr	22	0,09	0,3	14,6	-	0,22
$\Phi T_{H}30 + Zr$	23	0,20	0,3	13,9	0,90	0,20



Рис. 4. Показатели жаростойкости сплавов 20 (1), 21 (2), 22 (3), 23 (4)

Fig. 4. Heat-resistance of 20 (1), 21 (2), 22 (3), 23 (4) alloys

#### Таблица 5

#### Показатели жаростойкости стали 20X23H18 и нового сплава

# Table 5. Heat-resistance indicators of 20Kh23N18 steel and of the new alloy

Сплав	Темпера- тура окисле- ния,°С	Увеличение массы, мг/(см <sup>2</sup> ·ч)	Уменьшение массы, мг/(см <sup>2</sup> ·ч)
20X23H18 (ГОСТ 5632-2014)	1000	0,020	-
Жаростойкий сплав	1000	0,006	-

20Х23Н18. Причем в сплавах с более высоким содержанием алюминия, % (по массе): сплав 23 – 13,9 и сплав 22 – 14,6 жаростойкость несколько выше, чем у сплава, содержащего 13,3 % (по массе) Al (сплав 21).

Наивысшую жаростойкость (0,006 мг/(см<sup>2</sup>·ч)) показал Fe-Al сплав 23 с 13,9 % (по массе) Al, который был легирован титаном совместно с цирконием. Сплавы 22 и 23 имеют сопоставимую жаростойкость. Принимая во внимание стоимость использованных модификаторов, практическую значимость имеет получение сплава 22, модифицированного титаном. В табл. 5 приведены сравнительные показатели жаростойкости по справочным данным для стали 20X23H18 и нового сплава при 1000 °C.

#### Выводы

Путем ввода в низкоуглеродистый железоалюминиевый сплав добавки титана можно повлиять на его микроструктуру, получив измельченное и более равноосное зерно по сравнению со сплавом без добавки, что в свою очередь повышает предел прочности обработанного сплава.

Использование титана в качестве модифицирующей добавки в низкоуглеродистый железоалюминиевый сплав позволяет повысить его жаростойкость, превышающую жаростойкость известной хромоникелевой стали марки 20Х23Н18.

Исследования показали, что использование циркония как отдельно, так и совместно с титаном в качестве модифицирующей добавки в низкоутлеродистый железоалюминиевый сплав еще в большей степени позволяет повысить его жаростойкость. Но с практической и экономической точек зрения предпочтительнее использование титана.

На основе исследования влияния модифицирующих добавок титана и циркония на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых сплавов разработана новая технология их получения.

#### Список литературы References

- 1. Чернобровкин В.П. Сырьевая безопасность черной металлургии России. Челябинск, 2011. 81 с.
- Мюльгес К. От атома до автомобиля // Черные металлы. 2015. № 8. С. 53–55.
- 3. Пат. 2487950 RU. Способ получения алюминиевого чугуна с компактными включениями графита / Бикулов Р.А., Сафронов Н.Н.; заявл. 13.04.2012; опубл. 20.07.2013. Бюл. № 20.
- Пат. 2590772 RU. Способ получения алюминиевого чугуна / В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, Л.А. Маршук; заявл. 09.04.2015; опубл.10.07.2016. Бюл. № 19.
- Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. Диаграммы состояния двойных многокомпонентных систем на основе железа. М.: Металлургия, 1986. 189 с.
- La P.Q., Lu X.F., Yang Y., Wei Y.P., Zhao Y., Cheng C.J. Effect of Mo on microstructure and mechanical properties of bulk nanocrystal line Fe<sub>3</sub>Al materials prepared by aluminothermy reaction // Materials Science and Technology. 2011. Vol. 27. No. 8. P. 1303–1308. https://doi.org/10.1179/026708310X12738371693094
- Shankar Rao V., Raja V.S., Baligidad R.G. Effect of carbon on the long-term oxidation behavior of Fe<sub>3</sub>Al iron aluminides // Oxidation of Metals. 2002. Vol. 57. No. 5/6. P. 449–470. http://doi.org/10.1023/A:1015348320981
- Sun Y.F., Lv Y.Z., Zhang Y., Zhao J.Y., Wu Y. Microstructural and properties evolution of austenitic heat resistant steel after addition of aluminium // Materials Science and Technology. 2013. Vol. 29. No. 5. P. 511–516.

http://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000177

9. Li C.A., Xiong J., Sun L., Liao Z., Peng M.C. Effect of Si content in hot dipping aluminium bath on Al–Fe bonding layer of aluminium

- 1. Chernobrovkin V.P. *Raw Security of the Russian Steel Industry*. Chelyabinsk: 2011, 81 p. (In Russ.).
- 2. Myul'ges K. From an atom to a car. *Chernye metally*. 2015, no. 8, pp. 53–55. (In Russ.).
- Bikulov R.A., Safronov N.N. Method of obtaining aluminium cast iron with compact graphite inclusions. Patent RF no. 2487950. Byulleten'izobretenii. 2013, no. 20. (In Russ.).
- Kataev V.V., Sheshukov O.Y., Ermakova V.P., Smirnova V.G., Marshuk L.A. *Method of obtaining aluminium cast iron*. Patent RF no 2590772. MPK C21C 1/10. *Byulleten' isobretenii*. 2016, no. 19. (In Russ.).
- Bannykh O.A., Budberg P.B., Alisova S.P. State Diagrams of Double Multicomponent Iron-Based Systems. Moscow: Metallurgiya, 1986, 189 p. (In Russ.).
- La P.Q., Lu X.F., Yang Y., Wei Y.P., Zhao Y., Cheng C.J. Effect of Mo on microstructure and mechanical properties of bulk nanocrystal line Fe<sub>3</sub>Al materials prepared by aluminothermy reaction. *Materials Science and Technology*. 2011, vol. 27, no. 8, pp. 1303–1308. https://doi.org/10.1179/026708310X12738371693094
- Shankar Rao V., Raja V.S., Baligidad R.G. Effect of carbon on the long-term oxidation behavior of Fe<sub>3</sub>Al iron aluminides. Oxidation of Metals. 2002, vol. 57, no. 5–6, pp. 449–470. http://doi.org/10.1023/A:1015348320981
- Sun Y.F., Lv Y.Z., Zhang Y., Zhao J.Y., Wu Y. Microstructural and properties evolution of austenitic heat resistant steel after addition of aluminium. *Materials Science and Technology*. 2013, vol. 29, no. 5, pp. 511–516. http://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000177
- 9. Li C.A., Xiong J., Sun L., Liao Z., Peng M.C. Effect of Si content in hot dipping aluminium bath on Al–Fe bonding layer of aluminium

piston with reinforced cast iron ring // Materials Science and Technology. 2012. Vol. 28. No. 8. P. 953–958. http://doi.org/10.1179/1743284712Y.000000034

- Schneider A., Sauthoff G. Iron aluminium alloys with strengthening carbides and intermetallic phases for high- temperature applications // Steel Research International. 2004. Vol. 75. No. 1. P. 55–61. https://doi.org/10.1002/srin.200405927
- Prakash U. Intermetallic matrix composites based on iron aluminides // Intermetallic Matrix Composites. 2018. P. 21–35. http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-346-2.00002-9
- Prakash U., Buckley R., Jones H., Sellars C. Structure and properties of intermetallics based on the Fe–Al system // ISIJ International. 1991. Vol. 31. No. 10. P. 1113–1126. https://doi.org/10.2355/isijinternational.31.1113
- Shivkumar K., Baligidad R.G., Sankar M., Satya Prasad V.V. Effect of melting process and aluminium content on the microstructure and mechanical properties of Fe–Al alloys // ISIJ International. 2010. Vol. 50. No. 10. P. 1483–1487.

https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1483

- 14. Sheshukov O.Y., Ermakova V.P., Marshuk L.A., Smirnova V.G., Kataev V.V. Connections of the microstructure of the Fe–Al (25–33 % wt.) with its composition and cooling rate from the liquid state // Advances in Materials Research. 2013. Vol. 602–604. P. 594–597.
- 15. Шешуков О.Ю., Ермакова В.П., Смирнова В.Г., Катаев В.В., Овчинникова Л.А., Лапин М.В., Долматов А.В. Влияние содержания алюминия на структуру и механические свойства сплавов на основе системы Fe–Al // Рациональное природопользование и передовые технологии материалов. Ежегодное научнопрактическое издание. Институт металлургии УрО РАН. ЦКП «Урал-М». Екатеринбург: Эзапринт, 2015. С. 83–85.
- 16. Шешуков О.Ю., Ермакова В.П., Маршук Л.А., Смирнова В.Г., Катаев В.В. К вопросу повышения жаростойкости материалов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2012. Т. 14. № 1–2. С. 593–596.
- 17. Смирнова В.Г., Ермакова В.П., Катаев В.В., Маршук Л.А., Некрасов И.В., Шешуков О.Ю. Способ изменения структуры литых Fe–Al сплавов путем ввода титансодержащих модификаторов // Труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: «ФЕРРОСПЛАВЫ». Екатеринбург: ООО «Альфа Принт», 2018. С. 297–303.
- 18. Некрасов И.В., Смирнова В.Г., Ермакова В.П., Мельчаков С.Ю., Катаев В.В., Маршук Л.А., Шешуков О.Ю. Влияние модификаторов, содержащих Ті и Zr, на зеренную структуру литых Fe – 12 % Al сплавов // Фундаментальные и прикладные задачи механики деформируемого твердого тела и прогрессивные технологии в машиностроении: Материалы V Дальневосточной конференции с международным участием. Комсомольск-на-Амуре: КнАГУ, 2018. С. 140–143.
- Катаев В.В. Разработка технологии получения железоалюминиевых сплавов: Дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2020. 138 с.
- 20. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытания на растяжение. М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР. 32 с.
- ГОСТ 6130-71. Металлы. Методы определения жаростойкости. М.: Государственный комитет стандартов совета министров СССР. 13 с.
- Конструкционные материалы: Справочник / Под редакцией Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.

piston with reinforced cast iron ring. *Materials Science and Technology*. 2012, vol. 28, no. 8, pp. 953–958. http://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000034

- Schneider A., Sauthoff G. Iron aluminium alloys with strengthening carbides and intermetallic phases for high- temperature applications. *Steel Research International*. 2004, vol. 75, no. 1, pp. 55–61. https://doi.org/10.1002/srin.200405927
- 11. Prakash U. Intermetallic matrix composites based on iron aluminides. *Intermetallic Matrix Composites*. 2018, pp. 21–35. http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-346-2.00002-9
- Prakash U., Buckley R., Jones H., Sellars C. Structure and properties of intermetallics based on the Fe–Al system. *ISLJ International*. 1991, vol. 31, no. 10, pp. 1113–1126. https://doi.org/10.2355/isijinternational.31.1113
- **13.** Shivkumar K., Baligidad R.G., Sankar M., Satya Prasad V.V. Effect of melting process and aluminium content on the microstructure and mechanical properties of Fe–Al alloys. *ISLJ International*. 2010, vol. 50, no. 10, pp. 1483–1487.

## https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1483

- 14. Sheshukov O.Y., Ermakova V.P., Marshuk L.A., Smirnova V.G., Kataev V.V. Sonnections of the microstructure of the Fe–Al (25–33 % wt.) with its composition and cooling rate from the liquid state. *Advances in Materials Research*. 2013, vol. 602–604, pp. 594-597.
- 15. Sheshukov O.Yu., Ermakova V.P., Smirnova V.G., Kataev V.V., Ovchinnikova L.A., Lapin M.V., Dolmatov A.V. Effect of aluminium content on structure and mechanical properties of Fe–Al-based alloys. In: *Environmental Management and Cutting-Edge Materials Technologies. Annual Sci. and Pract. Guide.* Yekaterinburg: Ezaprint, 2015, pp. 83–85. (In Russ.).
- Sheshukov O.Yu., Ermakova V.P., Marshuk L.A., Smirnova V.G., Kataev V.V. On increasing the heat resistance of materials. *Izvestiya* Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk. 2012, vol. 14, no. 1–2, pp. 593–596. (In Russ.).
- 17. Smirnova V.G., Ermakova V.P., Kataev V.V., Marshuk L.A., Nekrasov I.V., Sheshukov O.Yu. How to change the structure of cast Fe–Al alloys by addition of titanium-containing modifiers. In: "FERROSPLAVY": Prospects of Development of Metallurgy and Engineering using Completed Fundamental Research and Completed Scientific-Research Design Works. Materials of the Sci. and Pract. Conf. with Int. Participation and Elements of the School of Young Scientists. Yekaterinburg: Al'fa Print, 2018, pp. 297–303. (In Russ.).
- Nekrasov I.V., Smirnova V.G., Ermakova V.P., Mel'chakov S.Yu., Kataev V.V., Marshuk L.A., Sheshukov O.Yu. Effect of modifiers containing Ti and Zr on grain structure of cast Fe – 12 % Al alloys. In: Fundamental and Applied Tasks of Deformable Solid Mechanics and Advanced Technologies in Mechanical Engineering: Materials of the 5<sup>th</sup> Far-Eastern Conf. with Int. Participation. Komsomolskon-Amur: KnASU, 2018, pp. 140–143. (In Russ.).
- **19.** Kataev V.V. Development of technology for obtaining iron-aluminum alloys: Cand. Tech. Sci. Diss. Yekaterinburg, 2020, 138 p.
- GOST 1497-84. Metals. Stretching testing methods. Moscow: Gosudarstvennyi komitet standartov soveta ministrov SSSR, 32 p. (In Russ.).
- **21.** GOST 6130-71. Metals. Methods for heat-resistance determining. Moscow: Gosudarstvennyi komitet standartov soveta ministrov SSSR, 13 p. (In Russ.).
- **22.** Construction Materials: Directory. Arzamasov B.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 688 p. (In Russ.).

#### © 2021. Шешуков О.Ю., Катаев В.В. Влияние титана и циркония на структуру и жаростойкость низкоуглеродистых железоалюминиевых ...

#### Сведения об авторах / Information about the authors

Олег Юрьевич Шешуков, д.т.н., профессор, директор Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, главный научный сотрудник лаборатории порошковых, композиционных и нано-материалов, Институт металлургии УрО РАН *E-mail:* o.j.sheshukov@urfu.ru **Oleg Yu. Sheshukov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Director of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, *Chief Researcher of the Laboratory* of Powder, Composite and Nano-Materials, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences **E-mail:** o.j.sheshukov@urfu.ru

*Владимир Викторович Катаев, к.т.н., научный сотрудник,* Институт металлургии УрО РАН *E-mail:* kataev.5959@mail.ru

Vladimir V. Kataev, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences *E-mail:* kataev.5959@mail.ru

 Поступила в редакцию 29.03.2021
 Received 29.03.2021

 После доработки 04.07.2021
 Revised 04.07.2021

 Принята к публикации 28.08.2021
 Accepted 28.08.2021

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 693-697.

© 2021. Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner interaction coefficient between nitrogen and chromium in liquid nickel-based alloys

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES



УДК 669.15:544.35:546.17:546.74 DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-693-697

Оригинальная статья



## ВАГНЕРОВСКИЙ ПАРАМЕТР ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ АЗОТА С ХРОМОМ В ЖИДКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

#### Л. А. Большов, С. К. Корнейчук, Э. Л. Большова

Вологодский государственный университет (Россия, 160000, Вологда, ул. Ленина, 15)

Аннотация. Предложена простая теория термодинамических свойств жидких растворов азота в сплавах системы Ni–Cr. Эта теория полностью аналогична теории для жидких растворов азота в сплавах системы Fe–Cr и Fe–Mn, предложенных авторами ранее в 2019 и 2020 г. Теория основана на решеточной модели растворов Ni–Cr. Предполагается модельная решетка типа ГЦК. В узлах этой решетки располагаются атомы никеля и хрома. Атомы азота располагаются в октаэдрических междоузлиях. Атом азота взаимодействует лишь с атомами металлов, находящимися в соседних с этим атомом узлами решетки. Это взаимодействие парное. Предполагается, что энергия этого взаимодействия не зависит ни от состава сплава, ни от температуры. Принимается, что жидкие растворы в системе Ni–Cr являются совершенными. В рамках предложенной теории получено выражение для вагнеровского параметра взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля. Правая часть соответствующей формулы представляет собой функцию отношения констант закона Сивертса для растворимости азота в жидких хроме и никеле. Значение этих констант для температуры 1873 К приняты равными K'(Cr) = 15,2; K'(Ni) = 0,0015 % (по массе). При этом получена оценка для вагнеровского параметра взаимодействия в сплавах на основе никеля  $\varepsilon_N^{Cr} = 21,4$ . Это соответствует значению лангенберговского параметра взаимодействия в сплавах на основе никеля  $\varepsilon_N^{Cr} = -0,108$  для температуры 1873 К (Суровой и др., 1971 г.) и  $e_N^{Cr} = -0,11$  для температуры 1823 К (Стомахин и др., 1965 г.).

- *Ключевые слова:* термодинамика, растворы, азот, хром, никель, коэффициенты активности, вагнеровский параметр взаимодействия, лангенберговский параметр взаимодействия, закон Сивертса
- Для цитирования: Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагнеровский параметр взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 693–697. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-693-697

#### **Original** article

# WAGNER INTERACTION COEFFICIENT BETWEEN NITROGEN AND CHROMIUM IN LIQUID NICKEL-BASED ALLOYS

#### L. A. Bol'shov, S. K. Korneichuk, E. L. Bol'shova

Vologda State University (15 Lenina Str., Vologda 16000, Russian Federation)

*Abstract.* The authors propose a simple theory of thermodynamic properties of nitrogen solutions in liquid Ni–Cr alloys. This theory is completely analogous to the theory for liquid nitrogen solutions in alloys of the Fe–Cr and Fe–Mn systems proposed previously by the authors in 2019 and 2020. The theory is based on lattice model of the Ni–Cr solutions. The model assumes FCC lattice. In the sites of this lattice are the atoms of Ni and Cr. Nitrogen atoms are located in octahedral interstices. The nitrogen atom interacts only with the metal atoms located in the lattice sites neighboring to it. This interaction is pairwise. It is assumed that the energy of this interaction depends neither on the composition nor on the temperature. It is supposed that the solutions in the Ni–Cr system are perfect. Within the framework of the proposed theory, a relation is obtained that expresses the Wagner interaction coefficient between nitrogen and chromium in liquid chromium and nickel. The values of these constants for the temperature of 1873 K are assumed to be K'(Cr) = 15,2; K'(Ni) = 0,0015 wt. %. An estimate is obtained for the Wagner interaction coefficient in nickel-based alloys  $\varepsilon_{N}^{Cr} = -0,108$  for the temperature of 1873 K (Surovoi et al., 1971) and  $\varepsilon_{N}^{Cr} = -0,11$  for the temperature of 1823 K (Stomakhin at al., 1965).

Keywords: thermodynamics, solutions, nitrogen, chromium, nickel, activity coefficient, Wagner interaction coefficient, Langenberg interaction coefficient, Sieverts law

For citation: Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner interaction coefficient between nitrogen and chromium in liquid nickel-based alloys. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 693–697. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-693-697

Элемент хром был открыт химиком Вокленом в 1797 г. [1]. Этот элемент сыграл и продолжает играть очень большую роль в металлургии стали и сплавов на основе никеля. В 1906 г. Маршем был изобретен жаростойкий сплав нихром [2]. В 1913 г. Брайерли изобрел хромистую нержавеющую сталь [3]. Эти изобретения показали, что легирование сплавов на основе железа и никеля хромом при достаточно большой концентрации хрома открывает возможность получения коррозионностойких и жаростойких металлических материалов. В 30-х годах прошлого века начались разработка и производство жаропрочных сплавов на основе железа и никеля. В этих сплавах содержание хрома, как правило, превышает содержание каждого из остальных легирующих элементов. В настоящее время роль хрома в производстве коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных сплавов очень велика, 78 % добываемого в мире хрома расходуется на производство нержавеющих сталей [4]. В настоящей работе рассматриваются сплавы на основе никеля. На эксплуатационные характеристики этих сплавов существенное влияние оказывает содержание в них азота [5]. Экспериментальное изучение растворимости азота в жидком никеле началось в 1959 г.

Растворимость азота в жидких сплавах [% N]<sup>\*</sup>, выраженная в процентах по массе, при парциальном давлении азота в газовой фазе  $P_{\rm N_2}$ , если  $P_{\rm N_2}$  достаточно мало, подчиняется закону Сивертса [6]. Запишем этот закон в виде [7]:

$$[\% N]^* = K' \sqrt{\frac{P_{N_2}}{P_0}},$$

где  $P_0$  – стандартное давление ( $P_0 = 1$  атм  $\approx 0,101$  МПа), К' – константа закона Сивертса для растворимости азота в жидком сплаве. Значение К' для растворимости азота в жидком никеле обозначим как K'(Ni). Экспериментальные значения K'(Ni) при абсолютной температуре T = 1873 К, полученные различными исследователями с использованием разных методов измерения растворимости азота в жидком никеле (метод Сивертса [6], метод закалки образцов, метод левитационного плавления) за период 1959 – 2019 гг., перечислены ниже: 0,0025 [8]; 0,00050 – 0,00121 [9]; 0,00126 [10]; 0,0015 [11]; 0,0013 [12]; 0,0144 [13]; 0,0015 [14]; 0,0015 [15]; 0,0013 – 0,0035 [16]; 0,0013 [17]; 0,0020 [18]; 0,0009 [19] (при *T* = 1823 К); 0,0015 [20] % (по массе). Среднее значение K' (Ni) при T = 1873 К можно оценить как 0,0015 % (по массе).

Значение K' для растворимости азота в жидком хроме обозначим как K' (Cr). Температура плавления хрома значительно выше 1873 К. Растворение азота в хроме понижает температуру ликвидус сплава Cr–N. Однако непосредственно экспериментально можно оценить величину K' (Cr) при температурах не ниже 1973 К. Поэтому значение K'(Cr) при T = 1873 К можно понимать как результат экстраполяции экспериментальных значений на температуру 1873 К. В этом смысле значения K'(Cr) при T = 1873 К оценены по экспериментальным данным как 29,2 [9]; 15,2 [21]; 13,3 [22] % (по массе). В работе [7] приведены теоретические соображения, позволяющие считать наиболее правдоподобным значение K'(Cr) = 15,2.

Растворимость азота в некоторых жидких жаростойких и жаропрочных сплавах на основе никеля была измерена экспериментально в работе [23]. Однако для получения систематического представления по этому вопросу необходимо знать, наряду со значением константы K' (Ni), значения вагнеровских [24] параметров взаимодействия  $\varepsilon_N^j$  азота с легирующими элементами jв расплавах на основе никеля [25]. Целью настоящей работы является оценка наиболее правдоподобного значения вагнеровского параметра взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля при температуре 1873 К с точки зрения модельной теории [7], разработанной первоначально применительно к расплавам системы Fe–Cr.

Рассмотрим растворы азота в жидких сплавах системы Ni–Cr. Концентрации компонентов в этих растворах, выраженные в мольных долях, обозначим как  $c_{\rm Ni}$ ,  $c_{\rm Cr}$ ,  $c_{\rm N}$  для компонентов Ni, Cr, N соответственно. В практической металлургии и в исследованиях прикладного характера принято выражать концентрации компонентов сплава в процентах по массе. При таком способе выражения концентрации упомянутых компонентов обозначим как [% Ni], [% Cr], [% N]. Пусть  $a_{\rm N}$  – термодинамическая активность азота в растворе. Отношение  $\gamma_{\rm N} = \frac{a_{\rm N}}{c_{\rm N}}$  называется рациональным коэффициентом активности азота. Отношение  $f_{\rm N} = \frac{a_{\rm N}}{[\% N]}$  назовем массово-процентным коэффициентом активности азота. Производные

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr} = \frac{\partial \ln \gamma_{\rm N}}{\partial c_{\rm Cr}} \, \text{при } c_{\rm Ni} \to 1;$$
$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr} = \frac{\partial \lg f_{\rm N}}{\partial [\% \, {\rm Cr}]} \, \text{при } [\% \, {\rm Ni}] \to 100$$

называются термодинамическими параметрами взаимодействия первого порядка азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля [26]. Параметр  $\varepsilon_N^{Cr}$  называется вагнеровским [24] параметром взаимодействия. Параметр  $e_N^{Cr}$  можно назвать лангенберговским параметром взаимодействия, так как подобные параметры были введены Лангенбергом в 1956 г. Между вагнеровским и лангенберговским параметрами взаимодействия установлено [27] соотношение типа

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr} = 230, 3 \frac{A_{\rm Cr}}{A_{\rm Ni}} e_{\rm N}^{\rm Cr} + \frac{A_{\rm Ni} - A_{\rm Cr}}{A_{\rm Ni}},$$
 (1)

где  $A_{\rm Cr}$  и  $A_{\rm Ni}$  – атомные массы соответствующих элементов, 230,3  $\approx$  100ln10. Соотношение, обратное соотношению (1), запишется в виде

$$e_{\rm N}^{\rm Cr} = \frac{1}{230,3} \frac{A_{\rm Ni}}{A_{\rm Cr}} \left( \epsilon_{\rm N}^{\rm Cr} - \frac{A_{\rm Ni} - A_{\rm Cr}}{A_{\rm Ni}} \right).$$
(2)

Далее предлагается простая теория термодинамических свойств жидких растворов азота в сплавах Ni-Cr. Эта теория полностью аналогична теории для жидких растворов азота в сплавах системы Fe-Cr [7]. Теория основана на решеточной модели растворов Ni-Cr. Предполагается модельная решетка типа ГЦК. В узлах этой решетки располагаются атомы никеля и хрома. Атомы азота располагаются в октаэдрических междоузлиях. Атом азота взаимодействует лишь с атомами металлов, находящимися в соседних с этим атомом узлах решетки. Это взаимодействие парное. Предполагается, что энергия этого взаимодействия не зависит ни от состава сплава, ни от температуры. Для простоты принимается, что жидкие растворы в системе Ni-Cr являются совершенными. Будем учитывать лишь конфигурационную составляющую энтропии сплава. Сформулированную модель рассматриваем методами статистический механики. Пользуясь результатами работы [7], для рассматриваемой модели имеем:

$$K'(Cr) = K'(Ni) \frac{A_{Ni}}{A_{Cr}} \left(1 - \frac{1}{6} \varepsilon_N^{Cr}\right)^6.$$
 (3)

Решение уравнения (3) относительно параметра взаимодействия  $\varepsilon_{N}^{Cr}$  имеет вид:

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr} = 6 \left[ 1 - \sqrt[6]{\frac{A_{\rm Cr} K'({\rm Cr})}{A_{\rm Ni} K'({\rm Ni})}}} \right]. \tag{4}$$

Подставим в правую часть формулы (4) значения  $K'(\text{Ni}) = 0,0015; K'(\text{Cr}) = 15,2; A_{\text{Ni}} = 58,71; A_{\text{Cr}} = 51,996.$ Получим:  $\varepsilon_{\text{N}}^{\text{Cr}} = -21,4$  для T = 1873 К. Тогда формула (2) дает значение  $e_{\text{N}}^{\text{Cr}} = -0,105.$ 

Приведем некоторые экспериментальные значения параметра взаимодействия  $e_N^{Cr}$  в жидких сплавах на основе никеля, полученные путем измерения растворимости азота в расплавах системы Ni-Cr: -0,13 [9]; -0,11 при T = 1823 K [10]; -0,098 [11]; -0,108 [14]; -0,093 [15]; -0,0766 [28]; -0,0952 при T = 1823 K [19]. Среднее арифметическое значение этих величин составляет  $e_N^{Cr} = -0,102$ . Теоретическая оценка, полученная в настоящей работе,  $e_N^{Cr} = -0,105$  очень близка к этому значению. К теоретической оценке очень близки экспериментальные значения  $e_N^{Cr} = -0,108$  при T = 1873 K [14] и  $e_N^{Cr} = -0,11$  при T = 1823 K [10].

В заключение рассмотрим вопрос о температурной зависимости вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}$  в жидких сплавах на основе никеля. Это сдела-

ем в рамках сформулированной выше модели. Пусть энергия взаимодействия атома азота с атомом никеля, находящимся в ближайшем окружении атома азота, равна  $U_{\text{N-Ni}}$ . Аналогичная величина, если атом никеля заменить атомом хрома, пусть равна  $U_{\text{N-Cr}}$ . Разность  $h = U_{\text{N-Cr}} - U_{\text{N-Ni}}$  есть энергия сближения атома хрома с атомом азота в жидком никеле. Согласно рассматриваемой модели h = const. Методами статистической механики легко получить формулу [7, 29]

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr} = \delta \left[ 1 - \exp\left(-\frac{h}{K_B T}\right) \right],$$
 (5)

где  $\delta$  – число узлов ГЦК решетки в ближайшем окружении октаэдрического междоузлия ( $\delta = 6$ ),  $K_B$  – постоянная Больцмана. Значение параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}$  при температуре *T* обозначим как  $\varepsilon_N^{Cr}(T)$ , значение этого параметра при температуре  $T_0$  – как  $\varepsilon_N^{Cr}(T_0)$ . Из формулы (5) следует:

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}(T) = \delta \left[ 1 - \left( 1 - \frac{\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}(T_0)}{\delta} \right)^{\frac{T_0}{T}} \right].$$
(6)

Используя формулы (1), (2) и (6), легко пересчитать значения параметров взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}$  и  $e_N^{Cr}$ , известные при температуре  $T_0 = 1823$  K, на температуру T = 1873 K.

Применим соответствующую процедуру к результатам работы [10], где при  $T_0 = 1823$  К найдено экспериментальное значение  $e_N^{Cr} = -0,11$ . По формуле (1) находим, что при T = 1823 К  $\varepsilon_N^{Cr} = -22,32$ . Затем по формуле (6) находим значение этого параметра  $\varepsilon_N^{Cr} = -21,17$  при T = 1873 К. В результате по формуле (2) устанавливаем, что при T = 1873 К имеет место  $e_N^{Cr} = -0,103$ . Это очень близко к теоретическому значению  $e_N^{Cr} = -0,105$ , полученному выше.

Таким образом, наиболее правдоподобными экспериментальными результатами можно считать значения  $e_N^{Cr} = -0,108$  при T = 1873 К [14] и  $e_N^{Cr} = -0,11$  при T = 1823 К [10].

#### Выводы

Наиболее правдоподобны экспериментальные значения лангенберговского параметра взаимодействия в жидких сплавах на основе никеля  $e_N^{Cr} = -0,108$  при T = 1873 К [14] и  $e_N^{Cr} = -0,11$  при T = 1823 К [10].

Теоретический расчет значения вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}$  в жидких сплавах на основе никеля при T = 1873 К дает  $\varepsilon_N^{Cr} = -21,4$ . Этому соответствует значение лангенберговского параметра взаимодействия  $e_N^{Cr} = -0,105$ .

Теоретический пересчет на температуру T = 1873 К результата работы [10] приводит к значению  $e_N^{Cr} = -0,103$ .

#### Список литературы References

- 1. Nicolas-Louis Vauquelin. French chemist. In: Encyclopedia Britannica. [Electronic resource]. Available at URL: https://www. britannica.com/biography/Nicolas-Louis-Vauquelin (Accessed 30.06.2021).
- 2. Nichrome. Wikipedia. [Electronic resource]. Available at URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Nichrome (Accessed 30.06.2021).
- Thomas G.P. The History of Stainless Steel Celebrating 100 Years. [Electronic resource]. Available at URL: https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8307 (Accessed 04.12.2021).
- Chromium. Outlook to 2030, 17<sup>th</sup> Edition. Rosskill. [Electronic resource]. Available at URL: https://roskill.com/market-report/chromium/ (Accessed 30.06.2021).
- 5. Каблов Д.Е., Чабина Е.Б., Сидоров В.В., Мин П.Г. Исследование влияния азота на структуру и свойства монокристаллов жаропрочного никелевого сплава ЖС30-ВИ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 8. С. 3–7.
- Sieverts A. Zur Kenntnis der Okklusion und Diffusion von Gasen durch Metalle // Zeitschrift für physikalische Chemie. 1907. Vol. 60. No. 2. P. 129–201. https://doi.org/10.1515/zpch-1907-6009
- Большов Л.А., Корнейчук С.К. Термодинамика жидких растворов азота в хроме // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 5. С. 387–393. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-387-393
- Schenck H., Frohberg M.G., Graf H. Untersuchungen über die Beeinflussung der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eiseninflussionen der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eisen-
- lösungen durch den Zusatz weiterer Elemente (II) // Archiv für das Eisenhüttenwesen. 1959. Vol. 30. No. 9. P. 533–537.
- Humbert J.C., Elliott J.F. The solubility of nitrogen in liquid Fe–Cr–Ni alloys // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. 1960. Vol. 218. No. 10. P. 1076–1088.
- Стомахин А.Я., Байер П., Поляков А.Ю. Растворимость азота в жидком никеле и в сплавах никеля с хромом, молибденом и вольфрамом // Известия АН СССР. Металлы. 1965. № 4. С. 37–45.
- Федорченко В.И., Аверин В.В., Самарин А.М. Растворимость азота в жидком никеле и расплавах Ni–Cr, Ni–Mo и Ni–W // Доклады Академии наук СССР. 1968. Т. 183. № 4. С. 894–896.
- Wada H., Gunji K., Wada T. Solubility of nitrogen in molten Fe–Ni and Fe–Cr alloys // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1968. Vol. 8. No. 10. P. 329–336.
- Lange K.W., Schenck H. Gas solubility measurements and derivation of inherent thermodynamic information // Metallurgical Transactions. 1970. Vol. 1. No. 7. P. 2036–2038.
- 14. Суровой Ю.Н., Окороков Г.Н., Нефедова С.А. Растворимость азота в расплавах железа и никеля с хромом // Доклады советских ученых на III советско-японском симпозиуме по физикохимическим основам металлургических процессов. М.: Институт металлургии им. А.А. Байкова, 1971.
- 15. Буцкий Е.В., Григорян В.А., Филиппов А.Ф., Топилин В.В., Краснова И.А. Растворимость азота в многокомпонентных сплавах на основе никеля // Известия вузов. Черная металлургия. 1975. № 1. С. 47–51.
- 16. Kojima Ya., Inouye M., Yamada Yu. Solubility and diffusivity of nitrogen in liquid iron-nickel and iron-cobalt alloys at 1600 °C // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1975. Vol. 15. No. 12. P. 599–605.
- Wada H., Pehlke R.D. Solubility of nitrogen in liquid Fe–Cr–Ni alloys containing manganese and molybdenum // Metallurgical Transactions B. 1977. Vol. 8. No. 4. P. 675–682. http://doi.org/10.1007/BF02658639
- Abdulrahman R.F., Hendry A. The solubility of nitrogen in liquid pure nickel // Metallurgical and Materials Transactions B. 2001. Vol. 32. No. 6. P. 1095–1101. http://doi.org/10.1007/s11663-001-0097-4

- 1. Nicolas-Louis Vauquelin. French chemist. *Encyclopedia Britannica*. [Electronic resource]. Available at URL: https://www. britannica.com/biography/Nicolas-Louis-Vauquelin (Accessed 30.06.2021).
- 2. Nichrome. *Wikipedia*. [Electronic resource]. Available at URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Nichrome (Accessed 30.06.2021).
- Thomas G.P. The History of Stainless Steel Celebrating 100 Years. [Electronic resource]. Available at URL: https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8307 (Accessed 04.12.2021).
- Chromium. Outlook to 2030, 17<sup>th</sup> Edition. Roskill. [Electronic resource]. Available at URL: https://roskill.com/market-report/chromium/ (Accessed 30.06.2021).
- Kablov D.E., Chabina E.B., Sidorov V.V., Min P.G. A study of the effect of nitrogen on the structure and properties of single crystals of castable refractory alloy ZhS30-VI. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, vol. 55, no. 7–8, pp. 399–402. http://doi.org/10.1007/s11041-013-9643-3
- Sieverts A. Zur Kenntnis der Okklusion und Diffusion von Gasen durch Metalle. Zeitschrift für physikalische Chemie. 1907, vol. 60, no. 2, pp. 129–201. (In Germ.). https://doi.org/10.1515/zpch-1907-6009
- Bol'shov L.A., Korneichuk S.K. Thermodynamics of liquid nitrogen solutions in chromium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 5, pp. 387–393. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-387-393
- Schenck H., Frohberg M.G., Graf H. Untersuchungen über die Beeinflussung der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eisenlösungen durch den Zusatz weiterer Elemente (II). Archiv für das Eisenhüttenwesen. 1959, vol. 30, no. 9, pp. 533–537. (In Germ.).
- Humbert J.C., Elliott J.F. The solubility of nitrogen in liquid Fe-Cr-Ni alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960, vol. 218, no. 10, pp. 1076-1088.
- Stomakhin A.Ya., Baier P., Polyakov A.Yu. Solubility of nitrogen in liquid nickel and nickel alloys with chromium, molybdenum and tungsten. *Izvestiya AN SSSR. Metally.* 1965, no. 4, pp. 37–45. (In Russ.).
- Fedorchenko V.I., Averin V.V., Samarin A.M. Solubility of nitrogen in liquid nickel and Ni–Cr, Ni–Mo and Ni–W melts. *Doklady Akademii nauk SSSR*. 1968, vol. 183, no. 4, pp. 894–896. (In Russ.).
- Wada H., Gunji K., Wada T. Solubility of nitrogen in molten Fe–Ni and Fe–Cr alloys. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Ja*pan. 1968, vol. 8, no. 10, pp. 329–336.
- **13.** Lange K.W., Schenck H. Gas solubility measurements and derivation of inherent thermodynamic information. *Metallurgical Transactions*. 1970, vol. 1, no. 7, pp. 2036–2038.
- 14. Surovoi Yu.N., Okorokov G.N., Nefedova S.A. Solubility of nitrogen in melts of iron and nickel with chromium. In: *Reports of Soviet Scientists at the 3<sup>rd</sup> Soviet-Japanese Symp.on Physico-Chemical Fundamentals of Metallurgical Processes, September 27–29, 1971, Moscow.* Institut metallurgii im. A.A. Baikova, 1971. (In Russ.).
- Butskii E.V., Grigoryan V.A., Filippov A.F., Topilin V.V., Krasnova I.A. Solubility of nitrogen in multicomponent nickel-based alloys. *Izvestia. Ferrous Metallurgy*. 1975, no. 1, pp. 47–51. (In Russ.).
- 16. Kojima Ya., Inouye M., Yamada Yu. Solubility and diffusivity of nitrogen in liquid iron-nickel and iron-cobalt alloys at 1600 °C. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan.* 1975, vol. 15, no. 12, pp. 599–605.
- Wada H., Pehlke R.D. Solubility of nitrogen in liquid Fe–Cr–Ni alloys containing manganese and molybdenum. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1977, vol. 8, no. 4, pp. 675-682. http://doi.org/10.1007/BF02658639
- Abdulrahman R.F., Hendry A. The solubility of nitrogen in liquid pure nickel. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001, vol. 32, no. 6, pp. 1095–1101. http://doi.org/10.1007/s11663-001-0097-4

- Kowanda C., Speidel M.O. Solubility of nitrogen in liquid nickel and binary Ni-X<sub>i</sub> alloys (X<sub>i</sub> = Cr, Mo, W, Mn, Fe, Co) under elevated pressure // Scripta Materialia. 2003. Vol. 48. No. 8. P. 1073–1078. https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00628-0
- 20. Qian K., Zhao P., Zhang M., Lin K. Solubility of nitrogen in liquid Ni, Ni–Nb, Ni–Cr–Nb, Ni–Fe–Nb and Ni–Cr–Fe–Nb systems // ISIJ International. 2019. Vol. 59. No. 12. P. 2220–2227. http://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-187
- Ishii F., Iguchi Ya., Ban-ya Sh. Solubility of nitrogen in liquid chromium and chromium-iron alloys // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1986. Vol. 26. No. 2. P. 128–132. https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.26.128
- Помарин Ю.М., Григоренко Г.М., Шеревера А.В. Абсорбция азота высокохромистыми расплавами и жидким хромом при повышенном давлении // Известия АН СССР. Металлы. 1990. № 5. С. 40–45.
- Pehlke R.D., Rizescu C. Solubility of nitrogen in molten heat-resistant alloys // Journal of the Iron and Steel Institute. 1971. Vol. 209. No. 10. P. 776–778.
- **24.** Вагнер К. Термодинамика сплавов. М.: Металлургиздат, 1957. 179 с.
- 25. Большов Л.А., Стомахин А.Я., Соколов В.М., Тетерин В.Г. О растворимости азота в многокомпонентных расплавах на основе никеля // Известия АН СССР. Металлы. 1984. № 5. С. 60–62.
- 26. Люпис К. Химическая термодинамика материалов. М.: Металлургия, 1989. 503 с.
- Lupis C.H.P., Elliott J.F. The relation between interaction coefficients ε and e // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. 1965. Vol. 233. No. 1. P. 257–258.
- Abdulrahman R.F., Hendry A. Solubility of nitrogen in liquid nickel-based alloys // Metallurgical and Materials Transactions B. 2001. Vol. 32. No. 6. P. 1103–1112. http://doi.org/10.1007/s11663-001-0098-3
- 29. Большов Л.А. Статистическая теория многокомпонентных и малоконцентрированных сплавов. Дисс. ... докт. физ.-мат.наук. М.: МГУ, 1991. 496 с.

- 19. Kowanda C., Speidel M.O. Solubility of nitrogen in liquid nickel and binary Ni–X<sub>i</sub> alloys (X<sub>i</sub> = Cr, Mo, W, Mn, Fe, Co) under elevated pressure. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 48, no. 8, pp. 1073–1078. https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00628-0
- 20. Qian K., Zhao P., Zhang M., Lin K. Solubility of nitrogen in liquid Ni, Ni–Nb, Ni–Cr–Nb, Ni–Fe–Nb and Ni–Cr–Fe–Nb systems. *ISIJ International*. 2019, vol. 59, no. 12, pp. 2220–2227. http://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-187
- Ishii F., Iguchi Ja., Ban-ya Sh. Solubility of nitrogen in liquid chromium and chromium- iron alloys. *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan.* 1986, vol. 26, no. 2, pp. 128–132. https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.26.128
- **22.** Pomarin Yu.M., Grigorenko G.M., Sherevera A.V. Absorption of nitrogen by high-chromium melts and liquid chromium at elevated pressure. *Izvestiya AN SSSR. Metally.* 1990, no. 5, pp. 40–45. (In Russ.).
- **23.** Pehlke R.D., Rizescu C. Solubility of nitrogen in molten heat-resistant alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1971, vol. 209, no. 10, pp. 776–778.
- Wagner C. *Thermodynamics of Alloys*. Cambridge: Addison-Wesley Press, 1952, 162 p. (Russ. ed.: Wagner C. *Termodinamika splavov*. Moscow: Metallurgizdat, 1957, 179 p.).
- Bol'shov L.A., Stomakhin A.Ya., Sokolov V.M., Teterin V.G. On solubility of nitrogen in multicomponent nickel-based melts. *Izvestiya AN SSSR. Metally.* 1984, no. 5, pp. 60–62. (In Russ.).
- Lupis C.H.P. Chemical Thermodynamics of Materials. New York: North Holland. 1983, 581 p. (Russ. ed.: Lupis C. Khimicheskaya termodinamika materialov. Moscow: Metallurgiya, 1989, 503 p.).
- Lupis C.H.P., Elliott J.F. The relation between interaction coefficients ε and e. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1965, vol. 233, no. 1, pp. 257–258.
- Abdulrahman R.F., Hendry A. Solubility of nitrogen in liquid nickel-based alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001, vol. 32, no. 6, pp. 1103–1112. http://doi.org/10.1007/s11663-001-0098-3
- **29.** Bol'shov L.A. Statistical theory of multicomponent and low-concentration alloys. Dr. Phys.- Math. Sci. Diss. Moscow: 1991, 496 p. (In Russ.).

#### Сведения об авторах / Information about the authors

Леонид Абрамович Большов, д.ф.-м.н., профессор кафедры математики и информатики, Вологодский государственный университет

E-mail: labolshov@mail.ru

Светлана Константиновна Корнейчук, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, Вологодский государственный университет *E-mail:* korn62@mail.ru

Элина Леонидовна Большова, доцент кафедры английского языка, Вологодский государственный университет *E-mail:* labolshov@mail.ru Leonid A. Bol'shov, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Prof. of the Chair of Mathematics and Informatics, Vologda State University *E-mail:* labolshov@mail.ru

Svetlana K. Korneichuk, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Prof. of the Chair of Physics, Vologda State University E-mail: korn62@mail.ru

*Elina L. Bol'shova, Assist. Prof. of the Chair of English,* Vologda State *E-mail:* labolshov@mail.ru

### Вклад авторов:

*Большов Л.А.* – идея и текст статьи.

Корнейчук С.К. – анализ метода и результатов, оформление текста и документации, переписка с редакцией.

*Большова Э.Л.* – перевод на русский язык англоязычных статей, перевод на английский язык аннотации и библиографического списка.

Поступила в редакцию 12.04.2021	Received 12.04.2021
После доработки 12.04.2021	Revised 12.04.2021
Принята к публикации 28.06.2021	Accepted 28.06.2021

#### Поздравление ANNIVERSARIES



# К 70-летию Константина Всеволодовича Григоровича



27 сентября 2021 г. исполняется 70 лет Константину Всеволодовичу Григоровичу – крупному ученому, известному специалисту в области металлургии, материаловедения и диагностики материалов.

К.В. Григорович родился в семье научных работников. Его дед, профессор Константин Петрович Григорович, был одним из создателей научной школы отечественной электрометаллургии, первым заведующим кафедрой электрометаллургии стали и ферросплавов Московского института стали, главным инженером треста «Главспецсталь» Наркомтяжпрома СССР. Отец, Всеволод Константинович был известным ученым-металловедом, заслуженным соросовским профессором, автором шести монографий.

В 1974 г. выпускник Московского института стали и сплавов К.В. Григорович был принят по распределению в Институт металлургии им. А.А. Байкова АН СССР и поступил в аспирантуру. За время работы в Институте он прошел путь от младшего научного сотрудника до заведующего лабораторией. В 1981 г. К.В. Григорович защитил кандидатскую диссертацию, а в 2000 г. – докторскую диссертацию. В 2001 г. К.В. Григоровичем в ИМЕТ РАН была создана лаборатория диагностики материалов, которая до сих пор является одной из самых современных лабораторий России по данной специальности. Лаборатория была аккредитована в системе аккредитации аналитических лабораторий и зарегистрирована в государственном реестре.

 $\mathbf{\Theta}$ 

К.В. Григорович – известный специалист в области физической химии металлических и оксидных расплавов. Непосредственно им и под его научным руководством выполнен комплекс экспериментальных и теоретических исследований термодинамических свойств кислорода, углерода, серы, фосфора и азота в многокомпонентных расплавах на основе железа, никеля, кобальта и марганца. Проведены исследования по согласованному описанию термодинамических свойств многокомпонентных металлических расплавов. Впервые получен ряд важных термодинамических констант, вошедших в справочные издания.

К.В. Григорович является одним из авторов метода фракционного анализа газообразующих примесей в металлах и сплавах. С его непосредственным участием разработаны физико-химические модели, математические алгоритмы и программное обеспечение метода, который получил международное признание, и успешно применяется для контроля чистоты сталей по неметаллическим включениям. С применением математического моделирования и метода ФГА разработан новый оригинальный метод оптимизации технологий внепечной обработки сталей.

Для сталей транспортного назначения К.В. Григоровичем сформулированы критерии контроля чистоты ряда важнейших сталей по неметаллическим включениям, установлены новые критерии оценки эксплуатационной стойкости рельсов, основанные на определении объемной доли недеформируемых неметаллических включений и среднего индекса оксидной загрязненности. Разработанные критерии чистоты сталей и метод контроля включены в ГОСТ Р 51685-2013 «Рельсы железнодорожные», межгосударственные стандарты и используется на всех металлургических предприятиях стран экономического содружества, производящих рельсы.

К.В. Григоровичем разработаны принципы физико-химического анализа технологий выплавки и внепечной обработки сталей с применением метода ФГА. Данная методика показала свою высокую эффективность при оптимизации технологий производства кордовых, рельсовых, колесных, трубных и коррозионностойких сталей на отечественных и зарубежных металлургических заводах. Проведенный комплекс физико-химических расчетов и экспериментальных исследований позволил сформулировать фундаментальные принципы создания технологий производства чистых сталей. Теоретически и экспериментально обоснованы для ряда важнейших сталей оптимальные варианты раскисления, микролегирования и модифицирования. На крупнейших металлургических предприятиях России реализованы технологии внепечной обработки, позволившие повысить металлургическое качество и эксплуатационные свойства сталей для железнодорожных рельсов и колес, металлокорда, магистральных трубопроводов, сталей для атомной и тепловой энергетики. За разработку и промышленное освоение технологий и оборудования для производства стальных конструкций для атомной и тепловой энергетики К.В. Григорович в 2014 г. был удостоен звания Лауреата премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники

К.В. Григорович являлся руководителем ряда научных проектов по решению комплексных фундаментальных проблем, выполняемых по грантам РФФИ, программам Президиума РАН, государственным контрактам. Им опубликовано свыше 370 научных трудов, получено 3 патента, 1 свидетельство о регистрации программы для ЭВМ. Количество публикаций К.В. Григоровича, индексированных в международных базах данных: РИНЦ – 265, WOS – 48, Scopus – 122. Цитирований его работ в РИНЦ – 1076, в WOS – 218, в Scopus – 426. Индекс Хирша: РИНЦ – 15, WOS – 10, Scopus – 11.

Научная общественность высоко оценила вклад К.В. Григоровича в металлургическую науку – в 2008 г. он избран членом-корреспондентом, а в 2019 г. – академиком Российской академии наук. В 2010 г. избран академиком Российской академии естественных наук.

С 2000 г. К.В. Григорович ведет активную преподавательскую работу в качестве заведующего кафедрой металлургии стали и ферросплавов, а с 2016 г. профессора НИТУ «МИСИС». Под его руководством создана научная школа, защищены 14 кандидатских диссертаций и более 40 дипломных и магистерских работ. Он активно участвует в работе по подготовке и аттестации кадров высшей квалификации, являясь председателем Экспертного совета ВАК по металлургии и металловедению, членом диссертационных научных советов.

К.В. Григорович ведет большую научно – организационную работу, являясь членом секции Межведомственного совета по присуждению премий Правительства РФ в области науки и техники, заместителем председателя Научного совета РАН по металлургии и металловедению, членом Научного совета РАН по аналитической химии, членом Президиума межотраслевой рельсовой комиссии, членом оргкомитетов международных и российских конференций, посвященных проблемам металлургии и материаловедения.

К.В. Григорович является главным редактором журнала «Металлы», членом редколлегий журналов: «Расплавы», «Заводская лаборатория – диагностика материалов», «Вопросы материаловедения», «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия», «Проблемы спецэлектрометаллургии».

Редакционная коллегия и редакция журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия» поздравляет Константина Всеволодовича с юбилеем, благодарят за многолетнее сотрудничество с журналом и от души желает ему крепкого здоровья, дальнейших творческих успехов и многогранной деятельности на благо науки!

## Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 26.09.2021. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 13503. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17

# **IZVESTIVA** FERROUS METALLURGY

**CORROSION-RESISTANT STEELS IN ADDITIVE MANUFACTURING** 

CONTRIBUTION OF SOVIET METALLURGY TO CREATION AND SERIAL PRODUCTION OF KV HEAVY TANK (1939 – 1941)

**PROSPECTS FOR USING BORON IN METALLURGY. REPORT 2** 

FEATURES OF THE FORMATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN ROLLED PRODUCTS OF VARIOUS THICKNESSES OF LOW-CARBON MICROALLOYED STEEL PRODUCED BY CASTING AND ROLLING COMPLEX

Modification of steel surface layer by electroslag surfacing using compounds with high melting point

INFLUENCE OF TITANIUM AND ZIRCONIUM ON STRUCTURE AND HEAT-RESISTANCE OF LOW-CARBON IRON-ALUMINIUM ALLOYS

WAGNER INTERACTION COEFFICIENT BETWEEN NITROGEN AND CHROMIUM IN LIQUID NICKEL-BASED ALLOYS

TO THE 70<sup>TH</sup> ANNIVERSARY OF KONSTANTIN VSEVOLODOVICH GRIGOROVICH