

Известия вузов

ЦВЕТНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

ISSN 0021-3438 (Print)

ISSN 2412-8783 (Online)

1 • 2016

Научно-технический журнал

Основан в 1958 г.

Выходит 6 раз в год

Proceedings of Higher Schools. Non-Ferrous Metallurgy

Журнал включен в перечень научных журналов, рекомендованных ВАК Минобрнауки РФ для публикации результатов диссертаций на соискание ученых степеней.

Журнал входит в базу данных (реферативный журнал) ВИНИТИ.

Журнал индексируется в РИНЦ, а также в зарубежных базах данных: Russian Science Citation Index (RSCI) на платформе Web of Science, Chemical Abstracts (Online), INIS, OCLC ArticleFirst, Ulrich's Periodicals Directory.

Лучшие статьи переводятся на английский язык и публикуются в журнале «Russian Journal of Non-Ferrous Metals» (RJNFM) (издается американским издательством «Allerton Press, Inc.») – ISSN 1067-8212 (Print), 1934-970X (Online).

Электронный вариант RJNFM с 2007 г. размещается на платформе издательства «Springer»: <http://link.springer.com/journal/11981>

Редакция журнала

Фактический адрес: 119049, Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4, МИСиС (корп. 4г, оф. 203)

Почтовый адрес: 119049, Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4, НИТУ «МИСиС», редакция журнала «Известия вузов. Цветная металлургия» (яч. 164)

Тел./факс: (495) 638-45-35

E-mail: izv.vuz@misis.ru

Интернет: <http://cvmet.misis.ru>

Ведущий редактор Соснина О.В.

Дизайн и верстка Легкая Е.А.

Подписка

Агентство «Урал-пресс»

Агентство «Роспечать» – индекс 70382

Объединенный каталог «Пресса России» – индекс 38610

Электронные версии отдельных статей или журнала в целом доступны на сайте: <http://cvmet.misis.ru/index.php/jour>
<http://www.kalvis.ru>

Перепечатка материалов и использование их в любой форме, в том числе в электронных СМИ, возможны только с письменного разрешения редакции.

Формат 60×88 1/8. Печ. л. 10

Сдано в набор 15.01.2016 г. Подписано в печать 12.02.2016 г.

Свидетельство о регистрации № 015842 от 13.03.1997 г.

Перерегистрация 30.12.2005 г. ПИ № ФС77-22637



© НИТУ «МИСиС», ООО «Калвис», 2000 г.

© «Известия вузов. Цветная металлургия», МИСиС, ООО «Калвис», 2000 г.

© «Известия вузов. Цветная металлургия», 2016 г.

Учредители

ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»»

Адрес: 119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

<http://www.misis.ru>

ООО «Калвис» (издатель)

Фактический адрес: 119049, Москва, Ленинский пр-т, 4 (корп. 4г, оф. 405)

Почтовый адрес: 119034, Москва, а/я 48 для ООО «Калвис»

<http://www.kalvis.ru>

Главный редактор

Лавашов Е.А. – докт. техн. наук, акад. РАЕН, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Заместитель главного редактора

Игнаткина В.А. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Редакционная коллегия

Алкацев М.И. – докт. техн. наук, проф., СКГМИ (ГТУ) (г. Владикавказ)

Арутюнов В.А. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Вольдман Г.М. – докт. хим. наук, проф., МГУТХТ (МИТХТ) (г. Москва)

Галкин С.П. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Горячев Б.Е. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Гречников Ф.В. – докт. техн. наук, чл.-кор. РАН, проф., СГАУ (г. Самара)

Деев В.Б. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Денисов В.М. – докт. хим. наук, проф., СФУ (г. Красноярск)

Дробот Д.В. – докт. хим. наук, проф., МГУТХТ (МИТХТ) (г. Москва)

Зайков Ю.П. – докт. хим. наук, проф., ИВТЭ УрО РАН (г. Екатеринбург)

Золоторевский В.С. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Ильин А.А. – докт. техн. наук, акад. РАН, проф., МАТИ–РГТУ (г. Москва)

Лебедев В.А. – докт. хим. наук, проф., УрФУ (г. Екатеринбург)

Лопатин В.Ю. – канд. техн. наук, доцент, НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Мальцев В.В. – канд. техн. наук, НИЦ «Курчатовский институт» (г. Москва)

Мамяченков С.В. – докт. техн. наук, проф., УрФУ (г. Екатеринбург)

Медведев А.С. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Набойченко С.С. – докт. техн. наук, чл.-кор. РАН, проф., УрФУ (г. Екатеринбург)

Немчинова Н.В. – докт. техн. наук, проф., ИргТУ (г. Иркутск)

Никитин К.В. – докт. техн. наук, проф., СамГТУ (г. Самара)

Поляков П.В. – докт. хим. наук, проф., СФУ (г. Красноярск)

Рычков В.Н. – докт. хим. наук, проф., УрФУ (г. Екатеринбург)

Сборщиков Г.С. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Сизяков В.М. – докт. техн. наук, проф., НМСУ «Горный» (г. Санкт-Петербург)

Стрижко Л.С. – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Федоров А.Н. – канд. техн. наук, проф., УрФУ (г. Екатеринбург)

Чекмарев А.М. – докт. техн. наук, чл.-кор. РАН, проф., РХТУ (г. Москва)

Штанский Д.В. – докт. физ.-мат. наук, НИТУ «МИСиС» (г. Москва)

Louzguine D.V. – Prof., Dr., Tohoku Univ. (Japan)

McCloskey J.W. – Prof., Dr., Center of Advanced Mineral

and Metallurgical Processing Montana Tech. (USA)

Oye H.A. – Prof., Dr., Norw. Univ. of Sci. and Technol., Trondheim (Norway)

Sadoway D. – Prof., Dr., Massachusetts Inst. of Technol., Boston (USA)

Verhaege M. – Prof., Dr., Univ. of Gent (Belgium)

Yerokhin A.L. – Prof., Dr., Univ. of Sheffield (United Kingdom)

Zouboulis A.I. – Prof., Dr., Aristotle Univ. of Thessaloniki (Greece)

Izvestiya vuzov

ISSN 0021-3438 (Print)
ISSN 2412-8783 (Online)

TSVETNAYA METALLURGIYA

1 • 2016

Scientific and Technical Journal
Founded in 1958
6 numbers per year

Proceedings of Higher Schools. Non-Ferrous Metallurgy

Journal is included into the list of the scientific journals recommended by the Highest Attestation Commission of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation for publishing the results of doctoral and candidate dissertations.

Abstracting/Indexing: RSCI (Russian Science Citation Index) to Web of Science platform, VINITI Database (Abstract Journal), Chemical Abstracts (Online), INIS, OCLC ArticleFirst, Ulrich's Periodicals Directory.

The best articles are being translated into English and published into «Russian Journal of Non-Ferrous Metals» (RJNFM) (American publisher «Allerton Press, Inc.»): ISSN 1067-8212 (Print), 1934-970X (Online).

The electronic version of RJNFM is placed starting from 2007 at the platform of «Springer» publisher by address <http://link.springer.com/journal/11981>

Editorial Staff

Editorial office address: off. 203, MISIS, Leninskii pr. 4g, Moscow, 119049 Russia

Address for correspondence: «Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya (box 164), MISIS, Leninskii pr. 4, Moscow, 119049 Russia

Phone/fax: (495) 638-45-35

E-mail: izv.vuz@misis.ru

Internet address: <http://cvmet.misis.ru>

Staff editor Sosnina O.V.

Layout designer Legkaya E.A.

Subscription

Ural-Press Agency

Rospechat' Agency (subscription index 70382)

Press of Russia Union Catalog
(subscription index 38610)

Online version: <http://cvmet.misis.ru/index.php/jour>
<http://www.kalvis.ru>

This publication may not be reproduced in any form without permission.

Format 60x88 1/8. Quires 10
Signed print 12.02.2016

Certificate of registration No. 015842 (13.03.1997)
Re-registration PI No. FS77-22637 (30.12.2005)



© NUST «MISIS», LLC «Kalvis», 2000

© «Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya», MISIS, LLC «Kalvis», 2000

© «Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya», 2016

Founders

National University of Science and Technology «MISIS»

Address: MISIS, Leninskii pr. 4, Moscow, 119049 Russia

Internet address: <http://www.misis.ru>

LLC «Kalvis» (Publisher)

Actual address: off. 405, MISIS, Leninskii pr. 4g, Moscow, 119049 Russia

Address for correspondence: p/o box 48, LLC «Kalvis», Moscow, 119034 Russia

Internet address: <http://www.kalvis.ru>

Editor-in-Chief

Levashov E.A. – Prof., Dr. Sci., Head of Chair of Powder Metallurgy and Functional Coatings, and Head of SHS Center, National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Deputy Editor

Ignatkina V.A. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Editorial Board

Alkatsev M.I. – Prof., Dr. Sci., North Caucasus Mining Institute (State Technological University), Vladikavkaz, Russia

Arutyunov V.A. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Chekmarev A.M. – Corresponding Member of the RAS, D. Mendeleev University of Chemical Technology of Russia, Moscow, Russia

Deev V.B. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Denisov V.M. – Prof., Dr. Sci., Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia

Drobot D.V. – Prof., Dr. Sci., Lomonosov Moscow State University of Fine Chemical Technology, Moscow, Russia

Fyodorov A.N. – Prof., Cand. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Galkin S.P. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Goryachev B.E. – Cand. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Grechnikov F.V. – Corresponding Member of the RAS, Prof., Dr. Sci., Samara State Aerospace University, Russia

Ilyin A.A. – Academician of the RAS, «MAT» – Russian State Technological University, Moscow, Russia

Lebedev V.A. – Prof., Dr. Sci., Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia

Lopatkin V.Yu. – Cand. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Louzuigne D.V. – Prof., Dr. Sci., Tohoku University, Japan

Mal'tsev V.V. – Cand. Sci., National Research Centre «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

Mamyachenkov S.V. – Prof., Dr. Sci., Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia

McCloskey J.W. – Prof., Center of Advanced Mineral and Metallurgical Processing Montana Tech., USA

Medvedev A.S. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Naboichenko S.S. – Corresponding Member of the RAS, Prof., Dr. Sci., Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia

Nemchinova N.V. – Prof., Dr. Sci., National Research Irkutsk State Technical University, Irkutsk, Russia

Nikitin K.V. – Prof., Dr. Sci., Samara State Technical University, Samara, Russia

Oye H.A. – Prof., Dr., Norw. Univ. of Sci. and Technol., Trondheim, Norway

Polyakov P.V. – Prof., Dr. Sci., Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia

Richkov V.N. – Prof., Dr. Sci., Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia

Sadoway D. – Prof., Dr., Massachusetts Inst. of Technol., Boston, USA

Sborshchikov G.S. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Shtansky D.V. – Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Sizyakov V.M. – Prof., Dr. Sci., National Mineral Resources University (University of Mines), St. Petersburg, Russia

Strizhko L.S. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Verhaege M. – Prof., Dr., Univ. of Gent, Belgium

Vol'dman G.M. – Prof., Dr. Sci., Lomonosov Moscow State University of Fine Chemical Technology, Moscow

Yerokhin A.L. – Prof., Dr., Univ. of Sheffield, United Kingdom

Zaikov Yu.P. – Prof., Dr. Sci. Institute of High Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg, Russia

Zolotarevskii V.S. – Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Zouboulis A.I. – Prof., Dr., Aristotle Univ. of Thessaloniki, Greece

СОДЕРЖАНИЕ

Металлургия цветных металлов

- 4 **Ганебных Е.В., Свиридов А.В., Свиридов В.В., Набойченко С.С., Мальцев Г.И.**
Извлечение меди из растворов высокодисперсными модифицированными алюмосиликатами

Литейное производство

- 10 **Беляев И.В., Моисеев А.В., Степнов А.А., Кутепов А.В., Киреев А.В.**
Использование собственных металлических отходов при производстве монокристаллических постоянных магнитов

Обработка металлов давлением

- 15 **Огородникова О.М., Бородин Е.М.**
Компьютерный анализ напряженно-деформированного состояния инструмента для волочения платиновых сплавов
- 19 **Загиров Н.Н., Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Беспалов В.М.**
Расчетно-экспериментальная оценка условия реализации процесса совмещенной прокатки-прессования с использованием метода баланса мощностей
- 26 **Кузнецова Е.В., Колмогоров Г.Л., Вавель А.Ю.**
Технологические остаточные напряжения при производстве циркониевых листов
- 32 **Костышев В.А., Ерисов Я.А.**
Исследование формирования анизотропии механических свойств в процессе производства раскатных колец

Порошковая металлургия цветных металлов и сплавов

- 39 **Амосов А.П., Луц А.Р., Латухин Е.И., Ермошкин А.А.**
Применение процессов СВС для получения in situ алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор
- 50 **Зайцев А.А., Капланский Ю.Ю., Сентюрин Ж.А., Левашов Е.А., Касимцев А.В., Погожев Ю.С., Юдин С.Н., Свиридова Т.А., Мальяров А.В.**
Получение спеченного сплава на основе интерметаллида TiAl. Часть 2. Исследование процессов формования и спекания

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез

- 63 **Санин В.В., Филонов М.Р., Юхвид В.И., Аникин Ю.А., Михайлов А.М.**
Исследование влияния температуры переплава на структурную наследственность сплавов, полученных методом центробежной СВС-металлургии

Автоматизация технологических процессов

- 72 **Новокрещенов С.А., Швыдкий В.С., Жуков В.П., Черемисин Д.Д.**
Математическое моделирование теплового режима печи-ковша при пузырьковой продувке расплава газом. Сообщение IV

CONTENTS

Metallurgy of Nonferrous Metals

- 4 **Ganebnyh E.V., Sviridov A.V. Sviridov V.V., Naboichenko S.S., Maltsev G.I.**
Recovery of copper from solutions with superfine modified aluminosilicates

Casting Production

- 10 **Belyaev I.V., Moiseev A.V., Stepnov A.A., Kutepov A.V., Kireev A.V.**
Use of own waste metal in the production of single-crystal permanent magnets

Pressure Treatment of Metals

- 15 **Ogorodnikova O.M., Borodin E.M.**
Stress-strain state computer analysis of the platinum alloy drawing tool
- 19 **Zagirov N.N., Dovzhenko N.N., Sidelnikov S.B., Bespalov V.M.**
Computational experimental evaluation of conditions for combined extrolling process implementation using the capacity balance method
- 26 **Kuznetsova E.V., Kolmogorov G.L., Vavel A.Yu.**
Process residual stresses in the production of zirconium sheets
- 32 **Kostyshev V.A., Erisov Ya.A.**
Study of mechanical anisotropy formation in rolled ring production

Powder Metallurgy of Nonferrous Metals and Alloys

- 39 **Amosov A.P., Lutz A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A.**
Application of SHS processes for the production of in situ aluminum matrix composites discretely reinforced with nanosized titanium carbide particles: Review
- 50 **Zaitsev A.A., Kaplansky Yu.Yu., Sentyurina J.A., Levashov E.A., Kasimtsev A.V., Pogojev Yu.S., Yudin S.N., Sviridova T.A., Malyarov A.V.**
Sintered TiAl intermetallic alloy production. Part 2. Study of molding and sintering processes

Self-Propagating High-Temperature Synthesis

- 63 **Sanin V.V., Filonov M.R., Yukhvid V.I., Anikin Yu.A., Mikhailov A.M.**
Study of remelting temperature effect on the structural heredity of alloys produced by centrifugal SHS method

Automation of Production Processes

- 72 **Novokreschenov S.A., Shvydkii V.S., Zhukov V.P., Cheremisin D.D.**
Mathematical modeling of ladle furnace thermal conditions during gas-bubble melt blowing. Report IV

ИЗВЛЕЧЕНИЕ МЕДИ ИЗ РАСТВОРОВ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫМИ МОДИФИЦИРОВАННЫМИ АЛЮМОСИЛИКАТАМИ

© 2016 г. **Е.В. Ганебных, А.В. Свиридов, В.В. Свиридов, С.С. Набойченко, Г.И. Мальцев**

Уральский государственный лесотехнический университет (УГЛТУ), г. Екатеринбург

Уральский федеральный университет (УрФУ)

им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 12.05.14 г., доработана 30.09.14 г., подписана в печать 26.08.14 г.

Исследована сорбция ионов меди из модельных растворов (1–100 мг/дм³ Cu) при pH = 5,5–9,5 и из сточных вод (состав, мг/дм³: 0,2–0,4 Cu; 0,2–0,3 Zn; 0,3–0,4 Ni; 0,3–0,5 Fe; 0,6–0,9 Pb; 1,8 As; 0,2 Mn; 3,2 Mg) при pH = 8,5 на модифицированном монтмориллоните Зырянского месторождения в Na-форме в сравнении со способом известкования. Значительная сорбционная емкость высокодисперсных алюмосиликатов (~3,0 мг-экв/г) позволяет получать осадок с большим содержанием ионов тяжелых цветных металлов с возможностью дальнейшей рекуперации металлов из осадка и очищенную воду с остаточными концентрациями металлов (Cu < 0,01 мг/дм³), соответствующими нормативам сброса в окружающую среду.

Ключевые слова: сорбция, медь, монтмориллонит, сточные воды.

Ганебных Е.В. — аспирант кафедры химической технологии древесины, биотехнологии и наноматериалов УГЛТУ (620100, г. Екатеринбург, Сибирский тракт, 37). Тел. (343) 262-97-59. E-mail: ganebnykh@ymrc.ru.

Свиридов А.В. — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: asv1972@mail.ru.

Свиридов В.В. — докт. хим. наук, профессор той же кафедры. E-mail: asv1972@mail.ru.

Набойченко С.С. — член-кор. РАН, докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой металлургии тяжелых цветных металлов УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). Тел.: (343) 375-47-95. E-mail: svmamychenkov@yandex.ru.

Мальцев Г.И. — докт. техн. наук, ст. науч. сотр., профессор кафедры химической технологии древесины, биотехнологии и наноматериалов УГЛТУ. E-mail: mgi@elem.ru.

Для цитирования: Ганебных Е.В., Свиридов А.В., Свиридов В.В., Набойченко С.С., Мальцев Г.И. Извлечение меди из растворов высокодисперсными модифицированными алюмосиликатами // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 4–9. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-4-9.

Ganebnyh E.V., Sviridov A.V., Sviridov V.V., Naboichenko S.S., Maltsev G.I.
Recovery of copper from solutions with superfine modified aluminosilicates

The study covers the sorption of copper ions from standardized test solutions (1–100 mg/dm³ Cu) at pH = 5,5–9,5 and waste waters (composition, mg/dm³: 0,2–0,4 Cu; 0,2–0,3 Zn; 0,3–0,4 Ni; 0,3–0,5 Fe; 0,6–0,9 Pb; 1,8 As; 0,2 Mn; 3,2 Mg) at pH = 8,5 on a modified Na-montmorillonite from the Zyryanovskoe field in comparison to the liming method. Significant sorption capacity of superfine aluminosilicates (~3,0 mg-eq/g) allows to obtain sediment rich in heavy non-ferrous metal ions suitable for further recuperation of metals from sediment and purified water with residual concentrations of metals (Cu < 0,01 mg/dm³) compliant to emission standards.

Key words: sorption, copper, montmorillonite, waste waters.

Ganebnyh E.V. — postgraduate student, Department of chemical wood technology, biotechnology and nanomaterials of Ural State Forest Engineering University (USFEU) (620100, Russia, Ekaterinburg, Sibirskiy trakt, 37). Tel.: (343) 262-97-59. E-mail: ganebnykh@ymrc.ru.

Sviridov A.V. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of chemical wood technology, biotechnology and nanomaterials, USFEU. Tel.: (343) 262-97-59. E-mail: asv1972@mail.ru.

Sviridov V.V. — Dr. Sci. (Chem.), prof., Department of chemical wood technology, biotechnology and nanomaterials, USFEU. Tel.: (343) 262-97-59. E-mail: asv1972@mail.ru.

Naboichenko S.S. — member-cor. RAS, Dr. Sci. (Tech.), prof., head of the Department of metallurgy of heavy nonferrous metals of Ural Federal University (620002, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 19). Tel.: (343) 375-47-95. E-mail: svmamychenkov@yandex.ru.

Maltsev G.I. — Dr. Sci. (Tech.), senior researcher, prof., Department of chemical wood technology, biotechnology and nanomaterials, USFEU. Tel.: (343) 262-97-59. E-mail: mgi@elem.ru.

Citation: Ganebnyh E.V., Sviridov A.V., Sviridov V.V., Naboichenko S.S., Maltsev G.I. Izvlechenie medi iz rastvorov vysokodispersnymi modifitsirovannymi alyumosilikatami. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 4–9. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-4-9.

Введение

Основная доля отработанных технологических растворов, содержащих ионы тяжелых цветных металлов, принадлежит отраслям черной и цветной металлургии, в частности медеплавильным предприятиям. Уровень концентраций металлов в таких растворах составляет, мг/дм³: 1,0–5,0 Cu; 2,5–10,0 Zn; 1,0–7,0 Ni; 1,0–50,0 Fe; 1,0–3,0 Pb; 2,0–10,0 As; 1,0–1,5 Mn; 10,0–20,0 Mg; при pH = 5,5–6,5 [1–3].

Для снижения уровня загрязнения природных водоемов требуется создание замкнутых циклов водоснабжения предприятий за счет глубокой очистки растворов и их повторного использования в технологических процессах. В настоящее время эти растворы, как правило, подвергаются известкованию и обработке коагулянтами с последующим сбросом в открытые водоемы [4–6]. Применение этих реагентных методов очистки растворов, с одной стороны, не позволяет полностью достичь установленных нормативов по сбросу металлов, а с другой — создать оборотные циклы водоснабжения. Другой, считающийся наиболее перспективным в настоящее время, подход к организации водооборотных циклов металлургических предприятий основан на использовании сорбционных методов очистки с применением новых высокоэффективных сорбентов органической и неорганической природы [7–9]. Однако и этот подход не лишен крупных недостатков, к числу которых относятся: необходимость периодической регенерации сорбентов большими объемами промывных растворов; концентрирование значительных объемов образующихся соледержащих промывных вод; сложности, связанные с последующей утилизацией образующихся концентратов; недолговечность работы сорбционных фильтров вследствие их коагуляции.

Альтернативным решением этой проблемы, по нашему мнению, является очистка растворов металлов с помощью высокодисперсных (коллоидных) алюмосиликатных модифицированных реагентов, в частности модифицированного монтмориллонита. При разбавлении гидрозоль монтмориллонита самопроизвольно диспергируется до элементарных пакетов толщиной около 10 нм с удельной поверхностью ~600 м²/г, которая фактически становится внешней поверхностью, легко доступной для адсорбирующихся из водных растворов компонентов органической и неорганической

природы. Использование таких сорбентов позволяет производить очистку растворов в широком диапазоне pH без изменения солевого состава растворов и применения дополнительных операций по регенерации сорбентов и концентрированию осадков. К сожалению, сведения о сорбционных свойствах модифицированных природных алюмосиликатов в периодической научной литературе крайне малочисленны, а иногда и противоречивы, что и определяет актуальность выполненных исследований.

Цель работы заключалась в изучении сорбционных свойств высокодисперсных алюмосиликатов (монтмориллонитов) и оценке возможности их использования в качестве сорбентов при регенерации отработанных растворов металлургических производств.

Методика исследований

Высокодисперсные алюмосиликатные сорбенты для очистки воды от металлов и их соединений синтезированы на кафедре физической, органической химии и нанодисперсных технологий УГЛТУ [10]. Их основой являются природные слоистые алюмосиликаты (монтмориллониты), относящиеся к мелкопористым сорбентам с изменяющимся в процессе адсорбции размером пор, составляющим 0,3–1,5 нм. При выполнении исследований по сорбции меди из водных растворов использовали два образца сорбента — природный (исходный) монтмориллонит Зырянского месторождения в Na-форме состава $(\text{Na,Ca})_{0,3}(\text{Al,Mg})_2\text{Si}_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ и монтмориллонит, модифицированный смесью анионных ПАВ — алкилкарбокисилоксанов $(-\text{R}_2\text{Si}_3\text{O}_5)_{70-80}$.

Модификация исходного монтмориллонита сводилась как к адсорбции алкилкарбокисилоксанов на поверхности положительно заряженных ребер монтмориллонита, так и к прочному закреплению этих соединений в межслоевом пространстве алюмосиликата (т.е. к интеркаляции) [11–13]. При модификации монтмориллонита произошло увеличение отрицательного заряда поверхности частиц, приводящее к повышению эффективности катионного обмена.

Результаты и их обсуждение

Ранее выполненные электрофоретические исследования показали [14], что электрокинетичес-

кий (дзета-) потенциал частиц монтмориллонита составляет от -80 до -100 мВ и зависит от концентрации модификатора (1–10 мас.%). Отрицательный заряд поверхности уравнивается положительным зарядом гидратированных обменных катионов натрия (противоионов), расположенных в межпакетных пространствах.

За счет фиксации модификатора на поверхности частиц и его проникновения в межпакетное пространство ослабевает межчастичное взаимодействие. По результатам выполненных реологических исследований установлено, что предел текучести монтмориллонита в натриевой форме равен $5,85 \text{ Н}\cdot\text{м}^2$, а после модифицирования этот показатель снизился до $2,5 \text{ Н}\cdot\text{м}^2$ (рис. 1). При промывке водой модифицированного монтмориллонита прекурсор в водной фазе отсутствовал, что свидетельствует о его прочном закреплении в фазе сорбента.

Объектами исследования служили растворы сульфата меди с концентрацией $1,0\text{--}100,0 \text{ мг/дм}^3$ по катиону металла и $\text{pH} = 5,5\text{--}9,5$. Методика экспериментов по сорбции металлов заключалась в следующем: в приготовленные растворы при комнатной температуре вносили гидрозоль монтмориллонита (100 мг/дм^3), после чего проводили перемешивание на лабораторном флокуляторе в двух режимах. Первый этап сводился к интенсивному перемешиванию (градиент смешивания 300 с^{-1} , продолжительность 30 с), на втором этапе осуществлялась коагуляция (хлопьеобразование) (градиент смешивания 20 с^{-1} , продолжительность 10 мин). После отстаивания (15 мин) растворы центрифугировали для отделения остатков хлопьев. Фугат анализировали на остаточное содержание металлов атомно-адсорбционным методом на приборе AA-6200 SHIMADZU (Япония). Концентрацию хлорида натрия, используемого для



Рис. 1. Зависимость скорости деформации от напряжения сдвига для природного (1) и модифицированного (2) монтмориллонитов

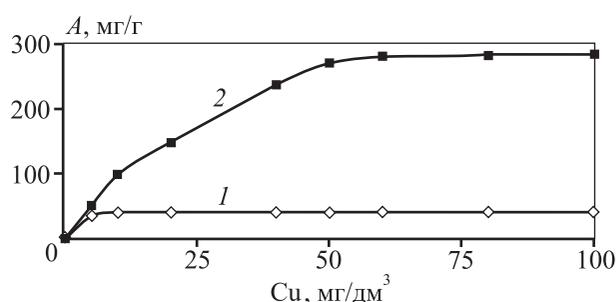


Рис. 2. Изотермы адсорбции ионов меди на монтмориллоните в Na-форме (1) и модифицированном (2)

создания солевого фона раствора, варьировали в пределах от 100 до 800 мг/дм^3 . Ошибка определения равновесной концентрации меди при условии выполнения не менее 3 параллельных опытов для каждой сорбционной системы не превышала 5%. Рассчитанные на основании экспериментальных данных значения величин адсорбции меди (см. далее рисунки) соответствовали t -критерию Стьюдента $t_{\text{эмп}} = 0,5$ с величиной достоверности аппроксимации $R^2 \geq 0,95$.

Изотермы адсорбции меди, полученные на модифицированном и природном монтмориллонитах при $\text{pH} = 6,0\text{--}6,5$ (рис. 2), удовлетворительно описываются уравнением Лэнгмюра:

$$A = A_{\infty} \frac{KC}{1 + KC}, \quad (1)$$

где A — величина адсорбции, мг/г; A_{∞} — величина предельной адсорбции, мг/г; K — константа адсорбционного равновесия, $\text{дм}^3/\text{мг}$; C — равновесная концентрация в объеме, мг/дм^3 .

Значение максимальной адсорбции (A_{∞}) для модифицированного монтмориллонита, по сравнению с исходной Na-формой, возросло с 40 до 285 мг/г ($1,2$ и $8,9 \text{ мг-экв/г}$ соответственно) за счет повышения доли активных сорбционных центров на поверхности и в межпакетном пространстве монтмориллонита.

При увеличении pH вид изотерм адсорбции на модифицированном монтмориллоните меняется (рис. 3):

- при $\text{pH} = 7,0$ появляется S-образная изотерма, что связано с переходом от адсорбции простых гидратированных катионов меди Cu^{2+} к полислойной адсорбции гидроксокомплексов (CuOH^+) (рис. 4);

- при $\text{pH} > 8,0$ выявлена линейная изотерма вследствие образования гидроксида меди ($\text{Cu}(\text{OH})_2$)

и последующей взаимной коагуляции его частиц с частицами адсорбента (гетерокоагуляции).

На втором этапе процесса очистки раствора от ионов меди в широком диапазоне рН происходят самопроизвольное смещение кислотно-основного равновесия на поверхности части алюмосиликата и снижение отрицательного заряда поверхности с $-(80 \div 100)$ до $-(10 \div 20)$ мВ [15], приводящее к интенсивной коагуляции частиц модифицированного монтмориллонита.

Изучено влияние солевого фона раствора на процесс извлечения ионов меди. При рН = 6,2 в диапазоне концентраций NaCl = $100 \div 800$ мг/дм³ получены изотермы адсорбции (рис. 5).

Из рис. 5 видно, что увеличение солевого фона раствора не оказывает сколько-нибудь существенного влияния на сорбционную емкость (вплоть до концентраций хлорида натрия $500\text{--}800$ мг/дм³). В сравнении с обычными ионообменными смолами высокодисперсные алюмосиликатные сорбенты обладают большей сорбционной емкостью и меньшей чувствительностью к солевому фону раствора. Для сравнения, динамическая обменная емкость по меди для катионитов КУ-2х8 и

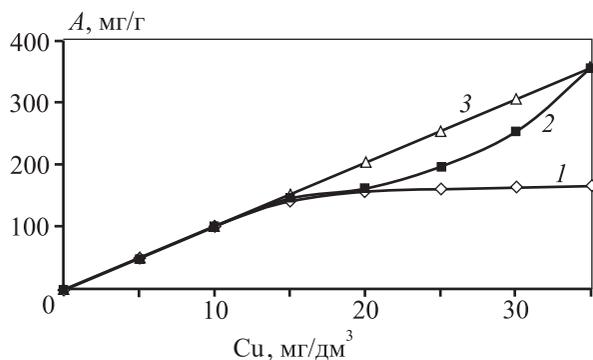


Рис. 3. Изотермы адсорбции ионов меди на монтмориллоните при рН = 6,5 (1); 7,0 (2); 8,0÷9,5 (3)

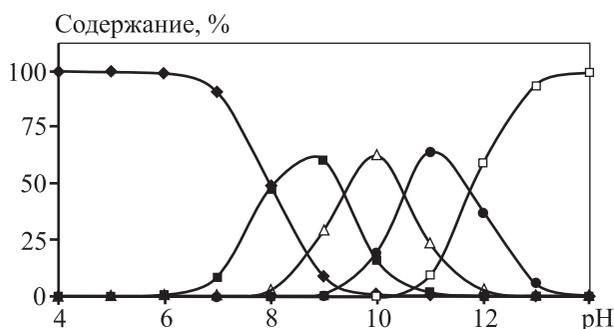


Рис. 4. Зависимость содержания гидроксокомплексов меди от величины рН раствора

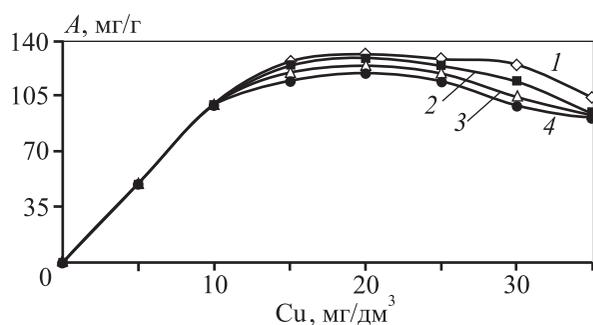


Рис. 5. Зависимость ионообменной адсорбции меди от концентрации NaCl
NaCl, мг/дм³: 100 (1); 300 (2); 500 (3); 800 (4)

КБ-4 в Na-форме составляет соответственно 4,1 и 6,3 мг-экв/г. Для большинства ионообменных смол емкость по меди в сильной степени зависит от солевого фона растворов. Например, для селективного к меди катионита СТ-1 сорбируемость меди снижается с 30 до 10—16 мг/г при повышении солевого фона [15].

Модифицированный монтмориллонит, в отличие от ионообменных смол, может быть использован в технологических схемах с применением оборудования для отстаивания и фильтрования как на действующих, так и на проектируемых очистных сооружениях. После завершения процесса сорбции и гетерокоагуляции формируются крупные хлопья, удаляемые из системы отстаиванием и фильтрацией. Образующийся осадок после обезвоживания пригоден для переработки в цементном производстве, а также, в некоторых случаях, для извлечения из него ионов меди, цинка, никеля, железа и др.

Процесс извлечения металлов из реальных технологических растворов исследован на стоке комбината ОАО «Уралэлектромедь» (г. Верхняя Пышма) состава, мг/дм³: 0,2—0,4 Cu; 0,2—0,3 Zn; 0,3—0,4 Ni; 0,3—0,5 Fe; 0,6—0,9 Pb; 1,8 As; 0,2 Mn; 3,2 Mg; рН = 8,5. Установлено, что лучшие результаты по очистке от меди достигнуты при использовании модифицированного монтмориллонита (60 мг/дм³) совместно с флокулянт «Праестол 650 ТР» ($0,2$ мг/дм³) по технологии контактного осветления (подача раствора на песчаный фильтр снизу вверх) и следующих параметрах процесса: высота загрузки 210 мм; эквивалентный диаметр зерен кварцевого песка 1,5—2,0 мм; диаметр колонки 30 мм; скорость фильтрования 2,5 дм³/ч. Остаточные концентрации металлов соответствуют нормативам сброса в окружающую среду (см.

**Остаточные концентрации, мг/дм³,
компонентов производственных сточных вод**

Реагент	Cu	Ni	Zn	Mn	Fe	pH
Известь	0,21	0,22	0,02	0,049	0,10	9,75
Монтмориллонит	<0,01	<0,01	<0,004	0,010	0,03	8,65

таблицу). Для сравнения приведены результаты по технологии известкования (20 мг/дм³ CaO).

Таким образом, представленные в настоящей работе высокодисперсные алюмосиликатные сорбенты являются альтернативой известным ионообменным материалам и, по нашему мнению, могут найти широкое практическое применение в гидрометаллургическом производстве.

Выводы

1. Выявлена возможность повышения сорбционной емкости природного монтмориллонита за счет модификации его смесью алкилкарбокисилоксанов с емкостью по меди 280–290 мг/г в широких интервалах pH и солесодержания. Достигнутые результаты получены за счет возрастания доли активных сорбционных центров на поверхности и в межпакетном пространстве монтмориллонита.

2. В зависимости от pH установлено несколько типов изотерм адсорбции меди на модифицированном монтмориллоните: ленгмюровская модель (pH < 7,0) при поглощении простых гидратированных катионов; S-образная (pH ~ 7,0) при адсорбции гидроксоформ Cu(OH)⁺; линейная (pH > 8,0) за счет образования гидроксида меди Cu(OH)₂ и взаимной гетерокоагуляции его частиц с дисперсией сорбента.

3. Применение модифицированного монтмориллонита для очистки технологических стоков позволяет снизить остаточные концентрации металлов до уровня ПДК для рыбохозяйственных водоемов (мг/дм³: < 0,01 Cu, Ni, Mn; < 0,004 Zn; 0,03 Fe; pH = 8,65) и создать систему водооборотных циклов.

Литература

1. Yang J., Wu Y., Li J. Recovery of ultrafine copper particles from metal components of waste printed circuit boards // Hydrometallurgy. 2012. Vol. 121–124. P. 1–6.
2. Kazemipour M., Ansari M., Tajrobehkar S. Removal of lead, cadmium, zinc, and copper from industrial wastewater by

carbon developed from walnut, hazelnut, almond, pistachio shell, and apricot stone // J. Hazard. Mater. 2008. Vol. 150. No. 2. P. 322–327.

3. Guimarães Y.F., Santos I.D., Dutra A.J.B. Direct recovery of copper from printed circuit boards powder concentrate by a simultaneous electroleaching–electrodeposition process // Hydrometallurgy. 2014. Vol. 149. P. 63–70.
4. Wang Y., Peng X., Chai L., Shu Y. Phase equilibrium of CaSO₄–Ca(OH)₂–H₂O system // Trans. Nonferrous Metals Soc. China. 2012. Vol. 22. No. 6. P. 1478–1485.
5. Xu P., Zeng G.M., Huang D.L. Use of iron oxide nanomaterials in wastewater treatment: A review // Sci. Total Environ. 2012. Vol. 424. P. 1–10.
6. Stojković I.J., Stamenković O.S., Povrenović D.S. Purification technologies for crude biodiesel obtained by alkaline-catalyzed transesterification // Renew. Sustain. Energy Rev. 2014. Vol. 32. P. 1–15.
7. Durán-Álvarez J.C., Prado B., Ferroud A. Sorption, desorption and displacement of ibuprofen, estrone, and 17β estradiol in wastewater irrigated and rainfed agricultural soils // Sci. Total Environ. 2014. Vol. 473–474. P. 189–198.
8. Markou G., Vandamme D., Muylaert K. Using natural zeolite for ammonia sorption from wastewater and as nitrogen releaser for the cultivation of Arthrospira platensis // Bioresour. Technol. 2014. Vol. 155. P. 373–378.
9. Zhu Z., Gao C., Wu Y., Sun L. Removal of heavy metals from aqueous solution by lipopeptides and lipopeptides modified Na-montmorillonite // Bioresour. Technol. 2013. Vol. 147. P. 378–386.
10. Свиридов В.В., Свиридов В.В. Способ очистки природных и сточных вод, содержащих ионы железа, тяжелых и цветных металлов: Пат. 2118296 (РФ). 1995.
11. Лен Ж.-М. Супрамолекулярная химия: Концепции и перспективы. Новосибирск: Наука, 1998.
12. Ермаков Д.В., Свиридов А.В., Ибатулина Ю.Р. Извлечение катионов меди (II) с помощью коллоидных сорбентов // Изв. Челяб. науч. центра. 2004. No. 1 (22). С. 164–167.
13. Libing Liao, Guocheng Lv, Dongxue Cai, Limei Wu. The sequential intercalation of three types of surfactants into sodium montmorillonite // Appl. Clay Sci. 2016. Vol. 119. Pt. 1. P. 82–86.
14. Свиридов А.В. Коагуляционная очистка маломутных цветных вод с использованием коллоидного модифицированного монтмориллонита: Дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург: Урал. гос. лесотехн. акад., 2000.
15. Свиридов А.В., Ермаков Д.В., Елизаров В.А., Ганебных Е.В. Исследование процессов сорбции катионов никеля

и гетерокоагуляции при взаимодействии с высокодисперсными алюмосиликатами // Экологическая безопасность государств — членов Шанхайской организации сотрудничества: Сб. матер. X Междунар. симп. и выставки «Чистая вода России-2008» (Екатеринбург, 7—9 окт. 2008 г.). Екатеринбург: РосНИИВХ, 2008. С. 574—575.

References

1. Yang J., Wu Y., Li J. Recovery of ultrafine copper particles from metal components of waste printed circuit boards. *Hydrometallurgy*. 2012. Vol. 121—124. P. 1—6.
2. Kazemipour M., Ansari M., Tajrobehkar S. Removal of lead, cadmium, zinc, and copper from industrial wastewater by carbon developed from walnut, hazelnut, almond, pistachio shell, and apricot stone. *J. Hazard. Mater.* 2008. Vol. 150. No. 2. P. 322—327.
3. Guimarães Y.F., Santos I.D., Dutra A.J.B. Direct recovery of copper from printed circuit boards powder concentrate by a simultaneous electroleaching—electrodeposition process. *Hydrometallurgy*. 2014. Vol. 149. P. 63—70.
4. Wang Y., Peng X., Chai L., Shu Y. Phase equilibrium of $\text{CaSO}_4\text{—Ca(OH)}_2\text{—H}_2\text{O}$ system. *Transact. Nonferr. Metals Soc. China*. 2012. Vol. 22. No. 6. P. 1478—1485.
5. Xu P., Zeng G.M., Huang D.L. Use of iron oxide nanomaterials in wastewater treatment: A review. *Sci. Total Environment*. 2012. Vol. 424. P. 1—10.
6. Stojković I.J., Stamenković O.S., Povrenović D.S. Purification technologies for crude biodiesel obtained by alkali-catalyzed transesterification. *Renew. Sustain. Energy Rev.* 2014. Vol. 32. P. 1—15.
7. Durán-Álvarez J.C., Prado B., Ferroud A. Sorption, desorption and displacement of ibuprofen, estrone, and 17β estradiol in wastewater irrigated and rainfed agricultural soils. *Sci. Total Environ.* 2014. Vol. 473—474. P. 189—198.
8. Markou G., Vandamme D., Muylaert K. Using natural zeolite for ammonia sorption from wastewater and as nitrogen releaser for the cultivation of *Arthrospira platensis*. *Bioresour. Technol.* 2014. Vol. 155. P. 373—378.
9. Zhu Z., Gao C., Wu Y., Sun L. Removal of heavy metals from aqueous solution by lipopeptides and lipopeptides modified Na-montmorillonite. *Bioresour. Technol.* 2013. Vol. 147. P. 378—386.
10. Sviridov V.V., Sviridov V.VI. Sposob ochistki prirodnykh i stochnykh vod, soderzhashchikh iony zheleza, tyazhelykh i tsvetnykh metallov [Method of purification of natural and waste water, containing iron ions, heavy and nonferrous metals]: Pat. 2118296 (RF). 1995.
11. Len Zh.-M. Supramolekulyarnaya khimiya: Kontseptsii i perspektivy [Supramolecular chemistry: Concepts and perspectives]. Novosibirsk: Nauka, 1998.
12. Ermakov D.V., Sviridov A.V., Ibatulina Yu.R. Izvlechenie kationov medi (II) s pomoshch'yu kolloidnykh sorbentov [Extraction of cations of copper (II) using colloidal sorbents]. *Izv. Chelyabinskogo nauchnogo tsentra*. 2004. No. 1 (22). P. 164—167.
13. Libing Liao, Guocheng Lv, Dongxue Cai, Limei Wu. The sequential intercalation of three types of surfactants into sodium montmorillonite. *Appl. Clay Sci.* 2016. Vol. 119. Pt. 1. P. 82—86.
14. Sviridov A.V. Koagulyatsionnaya ochistka malomutnykh tsvetnykh vod s ispol'zovaniem kolloidnogo modifitsirovannogo montmorillonita [Coagulation treatment of low-turbid colored water using colloidal modified montmorillonite]: Abstract of the dissertation of PhD. Ekaterinburg: Ural State Forestry Engineering Academy, 2000.
15. Sviridov A.V., Ermakov D.V., Elizarov V.A., Ganebnykh E.V. Issledovanie protsessov sorbtzii kationov nikelya i geteroakoagulyatsii pri vzaimodeistvii s vysokodispersnymi alyumosilikatami [The study of the processes of sorption of cations of nickel and heteroagulation when interacting with a highly dispersed silicates]: Collection of Materials. *Mezhdunarodnyi simpozium «Chistaya voda Rossii-2008»* (Ekaterinburg, 7—9 Okt. 2008). Ekaterinburg: RosNIIVKh, 2008. P. 574—575.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СОБСТВЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТХОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ

© 2016 г. **И.В. Беляев, А.В. Моисеев, А.А. Степнов, А.В. Кутепов, А.В. Киреев**

Владимирский государственный университет (ВлГУ)

ОАО НПО «Магнетон», г. Владимир

Статья поступила в редакцию 14.05.14 г., доработана 18.06.14 г., подписана в печать 26.06.14 г.

Исследована возможность использования образующихся металлических отходов при изготовлении монокристаллических постоянных магнитов из сплава ЮНДКТ5АА. Поскольку в этих отходах накапливаются вредные примеси, они повторно не вовлекались в производство. Для предотвращения загрязнения сплава примесями применена дополнительная очистка исходных шихтовых материалов при помощи твердых окислителей. Приведен пример расчета необходимого количества твердого окислителя. Осуществлена замена соприкасающегося с расплавом материала промежуточной заливочной чаши из графита на чистый оксид алюминия. Образующиеся металлические отходы после этого имели пониженное содержание вредных примесей. При использовании таких отходов в качестве компонента шихты были изготовлены монокристаллические постоянные магниты. Все магниты удовлетворяли предъявляемым требованиям к качеству, а себестоимость их производства снизилась более чем на 30 %.

Ключевые слова: монокристаллические магниты, металлические отходы, примеси, магнитные свойства, себестоимость.

Беляев И.В. — докт. техн. наук, профессор кафедры технологии функциональных и конструкционных материалов ВлГУ (600000, г. Владимир, ул. Горького, 87). E-mail: belyaev-iv54@yandex.ru.

Моисеев А.В. — начальник эксперим.-произв. комплекса «Монокристалл» ОАО НПО «Магнетон» (600026, г. Владимир, ул. Куйбышева, 26). E-mail: moiseev-84@inbox.ru.

Степнов А.А. — начальник участка напыления ОАО НПО «Магнетон». E-mail: stepnov86@mail.ru.

Кутепов А.В. — зам. ген. директора по науке ОАО НПО «Магнетон». E-mail: ya.kutepow@yandex.ru.

Киреев А.В. — инженер-исследователь кафедры функциональных и конструкционных материалов ВлГУ. E-mail: ariant-tp@mail.ru.

Для цитирования: Беляев И.В., Моисеев А.В., Степнов А.А., Кутепов А.В., Киреев А.В. Использование собственных металлических отходов при производстве монокристаллических постоянных магнитов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 10–14. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-10-14.

Belyaev I.V., Moiseev A.V., Stepnov A.A., Kutepov A.V., Kireev A.V.

Use of own waste metal in the production of single-crystal permanent magnets

The applicability of waste metal formed in the manufacture of single-crystal permanent magnets of UNDKT5AA alloy is studied. Since this waste accumulates detrimental impurities, it cannot be re-used in the production. Additional cleaning of initial melting stock with solid oxidants was applied to prevent alloy contamination with impurities. An example was provided for calculating a required solid oxidant volume. The material of graphite intermediate ladle in contact with melt was replaced with pure alumina. Waste metal formed afterwards featured a reduced content of detrimental impurities. Such waste materials were used as a melting stock component in the production of single-crystal permanent magnets. All magnets met quality requirements, while the cost of production dropped by more than 30 %.

Key words: single-crystal magnets, waste metal, impurities, magnetic properties, cost of production.

Belyaev I.V. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of technology functional and structural materials of the Vladimir State University (600000, Russia, Vladimir, Gorky str., 87). E-mail: belyaev-iv54@yandex.ru.

Moiseev A.V. — director of Department of the experimental and production complex «Monokristal» of Joint Stock Company (JSC) «Research and production company «Magneton» (600026, Russia, Vladimir, Kuibysheva str., 26). E-mail: moiseev-84@inbox.ru.

Stepnov A.A. — chief of site spraying of JSC «Research and production company «Magneton». E-mail: stepnov86@mail.ru.

Kutepov A.V. — deputy general director of science of JSC «Research and production company «Magneton». E-mail: ya.kutepow@yandex.ru.

Kireev A.V. — research engineer of Department of technology functional and structural materials of the Vladimir State University. E-mail: ariant-tp@mail.ru.

Citation: Belyaev I.V., Moiseev A.V., Stepnov A.A., Kutepov A.V., Kireev A.V. Ispol'zovanie sobstvennykh metallicheskikh otkhodov pri proizvodstve monokristallicheskikh postoyannykh magnetov. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 10–14. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-10-14.

Введение

Монокристаллические постоянные магниты на основе системы Fe—Co—Ni—Cu—Al—Ti используют для изготовления современных электрических машин, приборов и специальных функциональных магнитных модулей в различных областях техники. Для получения монокристаллов применяют чистые металлы, в связи с этим себестоимость монокристаллических постоянных магнитов является высокой.

Цель работы — исследование возможности использования собственных металлических отходов производства монокристаллических постоянных магнитов в качестве компонентов шихты и снижение себестоимости изготовления таких магнитов.

Наиболее распространенным магнитотвердым сплавом из системы Fe—Co—Ni—Cu—Al—Ti, применяемым для производства монокристаллических постоянных магнитов, является сплав ЮНДКТ5АА. Его химический состав, регламентированный ГОСТ 17809-72, приведен в табл. 1. Там же представлены марки металлов — компонентов шихты при выплавке этого сплава [1—3].

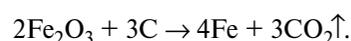
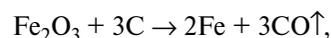
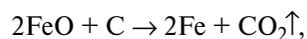
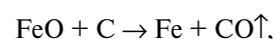
Известно, что наиболее вредные примеси в магнитотвердых сплавах типа ЮНДКТ — это углерод и азот [1, 2, 4, 5]. Их накопление в сплаве делает невозможным использование собственных металлических отходов в технологии изготовления монокристаллических постоянных магнитов. Источниками примесей при вакуумной плавке и плавке в атмосфере аргона являются шихта и литейная оснастка, в частности материал промежуточной заливочной чаши [1, 6, 7].

В настоящей работе определяли содержание углерода и азота, а также серы в компонентах шихты (хотя сера не является вредной примесью для сплава ЮНДКТ5АА, если ее доля меньше

0,15 мас.%). Измерения проводили с помощью анализатора серы и углерода ELTRA CS-800 (Германия) и анализатора азота LECO TC-600 (США). Содержание примесей в титане дополнительно анализировали методом лазерной масс-спектрометрии [2, 4, 8, 9]. Результаты этих определений приведены в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что основными поставщиками перечисленных примесей из шихты в сплав являются карбонильное железо, кобальт и сернистое железо. При этом реальную опасность для монокристаллических постоянных магнитов представляет примесь углерода ввиду своего значительного содержания в компонентах шихты. Количество азота и серы, вносимое в сплав ЮНДКТ5АА с компонентами шихты, весьма мало и не представляет реальной опасности [10—12].

Для удаления углерода из карбонильного железа и кобальта эти материалы предложено переплавлять в атмосфере аргона с добавкой в расплав твердого окислителя, например оксидов железа (Fe₂O₃ или FeO). Эти вещества, будучи химически слабыми оксидами, являются поставщиками кислорода в расплав. Из углерода, содержащегося в расплаве, образуются газообразные оксиды СО₂ и СО, легко удаляющиеся из расплава. Происходят следующие реакции:



Количество твердого окислителя, необходимого для выведения углерода из расплава, можно рассчитать, зная общую массу переплавляемой шихты (массу металлозавалки), процентное со-

Таблица 1
Химический состав магнитотвердого сплава ЮНДКТ5АА и шихтовые материалы, используемые для его выплавки

Материалы	Содержание, мас. %						
	Co	Ni	Cu	Al	Ti	Fe	S
Сплав ЮНДКТ5АА	34,5–35,5	13,5–14,5	2,5–4,5	7,0–7,5	5,0–5,5	ост.	0,1–0,15
	Марка компонента						
Шихта	К0 (ГОСТ 123-98)	Н0 (ГОСТ 849-97)	МОк (ГОСТ 859-2001)	А99 (ГОСТ 11069-2001)	Титан иодидный (ТУ 48-4-282-73)	Железо карбонильное рафинированное (ТУ 14-1-1720-76)	Сернистое железо синтетическое (ГОСТ 127.1-93)

Таблица 2
Содержание углерода, азота и серы, мас.%,
в шихтовых материалах

Материал	Углерод	Азот	Сера
Карбонильное железо	0,04	0,0012	0,0015
Кобальт К0	0,05	0,0007	следы
Никель Н0	0,008	0,0007	следы
Медь МОк	0,02	0,0007	следы
Алюминий А99	0,02	0,0005	следы
Титан иодидный	≤0,024	0,0008	следы
Сернистое железо синтетическое	0,424	—	33,2

держание углерода в каждом компоненте шихты, суммарную массу углерода во всей металлозавалке и потребное количество кислорода для перевода всего содержащегося в шихте углерода в CO_2 . Приведем пример такого расчета.

Содержание углерода (мас.%) в переплавляемых материалах обычно определяют экспериментально при проведении их входного контроля. Далее легко находится общая масса углерода, вносимого в расплав компонентами шихты. Допустим, что общая масса углерода в шихте (а значит, и в расплаве) $m = 50$ г. Массу кислорода, необходимую для удаления углерода из расплава в виде CO_2 , определяем из соотношения содержания кислорода и углерода в CO_2 следующим образом: 1 моль С = 12 г, 1 моль О = 16 г, 1 моль CO_2 — соответственно $12 + 16 \cdot 2 = 44$ г. Принимая 1 моль CO_2 за 100 %, вычисляем процентное содержание в нем кислорода (А):

$$A = 16 \cdot 2 \cdot 100 / 44 = 72,7 \text{ [\%]}.$$

Процентное содержание углерода в CO_2 составляет $B = 100 - 72,7 = 27,3 \text{ [\%]}$.

Зная процентное соотношение между кислородом и углеродом в CO_2 , вычислим массу необходимого кислорода (X, г), чтобы весь углерод, находящийся в расплаве (m), перевести в CO_2 :

$$B = 27,3 \text{ \%} \rightarrow m = 50 \text{ г},$$

$$A = 72,7 \text{ \%} \rightarrow X,$$

$$X = Am/B = 72,7 \cdot 50 / 27,3 = 133 \text{ [г]}.$$

Величины А и В являются постоянными, а следовательно, отношение A/B также постоянно: $A/B = 72,7 / 27,3 \approx 2,66$. Поэтому можно записать, что $X = 2,66m = 2,66 \cdot 50 = 133,2 \text{ [г]}$.

Теперь можно подсчитать массу твердого окислителя, который внесет в расплав количество кислорода, необходимое для полного выведения углерода из расплава. Если твердым окислителем является FeO, то расчет производится следующим образом. Исходя из того, что 1 моль Fe = 55,8 г, 1 моль О = 16 г, 1 моль FeO = $55,8 + 16 = 71,8$ г, процентное содержание кислорода в FeO составит

$$X = 16 \cdot 100 / 71,8 \approx 22,3 \text{ [\%]},$$

а требуемая масса FeO

$$Y = 133,2 \cdot 100 / 22,3 \approx 598 \text{ [г]}.$$

Если твердым окислителем является Fe_2O_3 , то расчет выполняется так:

$$1 \text{ моль } \text{Fe}_2\text{O}_3 = (55,8 \cdot 2) + (16 \cdot 3) \approx 159,7 \text{ [г]},$$

процентное содержание кислорода в Fe_2O_3 составит

$$X = 16 \cdot 3 \cdot 100 / 159,7 \approx 30 \text{ [\%]},$$

потребная масса Fe_2O_3 равна

$$Z = 133,2 \cdot 100 / 30 = 443 \text{ [г]}.$$

Таким образом, для полного выведения 50 г углерода из расплава потребуется 598 г FeO или 443 г Fe_2O_3 .

Расчет можно существенно упростить, если ввести следующие буквенные обозначения: M — масса твердого окислителя, г; m — общее количество (масса) углерода в переплавляемом материале, г; X — массовая доля кислорода в твердом окислителе. Тогда формула для расчета массы твердого окислителя приобретает вид

$$M = (A/B)m/X = 2,66m/X. \quad (1)$$

Если твердым окислителем является FeO, то $X = 22,3 \text{ \%} = 0,223$.

Формула (1) в этом случае может быть упрощена:

$$M = 11,95m. \quad (2)$$

Если же твердым окислителем является Fe_2O_3 , то $X = 30 \text{ \%} = 0,30$, а формула (1) приобретает вид

$$M = 8,85m. \quad (3)$$

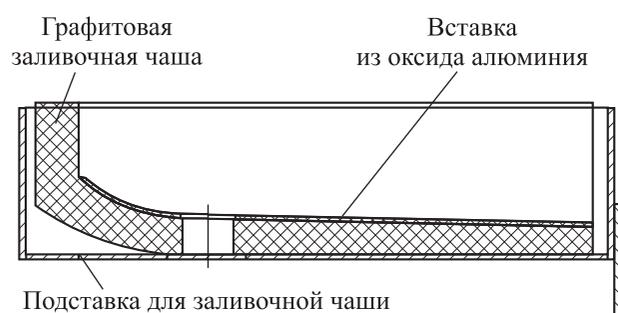
Подобным образом был проведен расчет требуемого количества твердого окислителя для удаления углерода из карбонильного железа и кобальта (см. табл. 2). В качестве твердого окислителя был выбран оксид железа Fe_2O_3 . После переплава

Таблица 3
Содержание углерода в карбонильном железе и кобальте до и после их переплава с твердым окислителем Fe_2O_3

Материал	С, мас.%	
	до переплава	после переплава
Карбонильное железо	0,04	0,010
Кобальт марки К0	0,05	0,013

Таблица 4
Содержание углерода в сплаве ЮНДКТ5АА при его изготовлении различными способами

№	Вариант технологии	С, мас.%
1	Выплавка без Fe_2O_3 и разливка без вставок из Al_2O_3	0,041
2	Выплавка с добавкой Fe_2O_3 , разливка без вставок из Al_2O_3	0,012
3	Выплавка с использованием Fe_2O_3 , разливка со вставками из Al_2O_3	0,006



Заливочная чаша со вставкой из оксида алюминия

в атмосфере аргона в его присутствии содержание углерода в карбонильном железе и кобальте снизилось в несколько раз, но углерод удалился не полностью, что хорошо видно из табл. 3. Это связано с тем, что расчеты проводились на полный сдвиг реакции вправо в сторону оксидов углерода. В действительности в расплаве в лучшем случае могло быть достигнуто лишь равновесие при определенном остаточном содержании в расплаве кислорода и углерода [13–15].

Как уже было сказано выше, материал промежуточной разливочной чаши тоже может являться причиной загрязнения сплава углеродом. Для устранения прямого контакта расплава с материалом чаши (графитом) были изготовлены специальные защитные вставки из чистого оксида алюминия (см. рисунок). Использование этих вставок совместно с предварительным переплавом карбонильного

железа и кобальта с добавкой твердого окислителя (Fe_2O_3) позволило резко снизить содержание углерода в магнитном сплаве (табл. 4).

Низкоуглеродистые металлические отходы, полученные при изготовлении постоянных магнитов из сплава, выплавленного и залитого в литейную форму по варианту 3 (см. табл. 4), использовали в качестве компонента шихты в технологии производства монокристаллических постоянных магнитов. Было установлено, что даже при 100 %-ной замене чистых металлов на металлические отходы (с пониженным содержанием вредных примесей) получаемые литые поликристаллические заготовки имели крупнокристаллическую структуру и незначительную долю вредных примесей ($C < 0,03$ мас.%, $N < 0,002$ мас.%), а следовательно, были вполне пригодны для выращивания монокристаллов. Свойства постоянных магнитов, изготовленных из этих монокристаллов, находились в пределах действующих российских стандартов, а себестоимость их изготовления снизилась на 30 %.

Полученные результаты были использованы для усовершенствования промышленной технологии производства монокристаллических постоянных магнитов в ОАО НПО «Магнетон».

Выводы

1. Применение твердых окислителей и защитных вставок из Al_2O_3 позволяет значительно уменьшить содержание углерода в магнитотвердом сплаве ЮНДКТ5АА, что делает возможным использование собственных металлических отходов в производстве монокристаллических постоянных магнитов в качестве компонентов шихты.

2. Использование собственных металлических отходов в производстве монокристаллических постоянных магнитов способствует снижению себестоимости изготовления этих магнитов на 30 %.

Литература

1. *Беляев И.В., Григорович К.В., Кольчугина Н.Б., Шибачев С.С.* Влияние чистоты шихтовых материалов по примесям на структуру и свойства постоянных магнитов // Неорганические материалы. 2010. Т. 46. No. 3. С. 341–344.
2. *Пикунов М.В., Беляев И.В., Сидоров Е.В.* Кристаллизация сплавов и направленное затвердевание отливок. Владимир: Изд-во Владим. гос. ун-та, 2002.

3. ГОСТ 17809-72. Материалы магнитотвердые литые. Марки и технические требования. М.: Изд-во стандартов, 1974.
4. Сергеев В.В., Булыгина Т.И. Магнитотвердые материалы. М.: Энергия, 1980.
5. Лякишев Н.П., Бурханов Г.С. Металлические монокристаллы. М.: ЭЛИЗ, 2002.
6. Пикун М.В. Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок. М.: МИСиС, 2005.
7. Курдюмов А.В., Белов В.Д., Пикун М.В., Чурсин В.М., Герасимов С.П., Моисеев В.С. Производство отливок из сплавов цветных металлов / Под ред. В.Д. Белова. М.: Изд. дом МИСиС, 2011.
8. Григорович К.В. Фракционный газовый анализ — новое направление в контроле качества материалов // Аналитика и контроль. 2000. Т. 4. №. 3. С. 244—251.
9. Нисельсон Л.А. Физико-химические основы получения высокочистых веществ // Высокочистые вещества. 1991. №. 4. С. 14—30.
10. Belyaev I.V., Kireev A.V., Moiseev A.V., Kutepov A.V. Gas-forming impurities in the ЮНДКТ5АА hard-magnetic alloy prepared from pure metals of various grades // Neorgan. Mater. 2014. Vol. 50. P. 494—498.
11. Grigorovich K., Burkhanov G., Shibaev S., Dolmatov A., Belyaev I., Kolchugina I. Fractional gas analysis procedure for determining the contents of oxide and nitride phases in AlNiCO alloys // Metallurgiya. 2009. Vol. 48. No. 3. P. 187—191.
12. Новые материалы: Сборник / Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: Metallurgiya, 2002.
13. Кулифеев В.К., Крощачев А.Н., Тарасов В.П. Термодинамические расчеты вакуумных окислительно-восстановительных процессов // Технол. металлов. 2013. №. 10. С. 3—10.
14. Куликов И.С. Раскисление стали. М.: Metallurgiya, 1975.
15. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Краткий курс физической химии. М.: Metallurgiya, 1979.
- zation of alloys and the directed hardening of castings]. Vladimir: Izd-vo Vladim. gos. un-ta, 2002.
3. GOST 17809-72. Materialy magnitotverdye litye. Marki i tekhnicheskie trebovaniya [Materials the magnetofirm cast. Brands and technical requirements]. Moscow: Izd-vo standartov, 1974.
4. Sergeev V.V., Bulygina T.I. Magnitotverdye materialy [Magnetosolid materials]. Moscow: Energiya, 1980.
5. Lyakishev N.P., Burkhanov G.S. Metallicheskie monokristally [Metal monocrystals]. Moscow: ELIZ, 2002.
6. Pikunov M.V. Plavka metallov, kristallizatsiya spлавov, zatverdevanie otlivok [Melting of metals, crystallization of alloys, hardening of castings]. Moscow: MISIS, 2005.
7. Kurdyumov A.V., Belov V.D., Pikunov M.V., Chursin V.M., Gerasimov S.P., Moiseev V.S. Proizvodstvo otlivok iz spлавov tsvetnykh metallov [Production of castings from alloys of non-ferrous metals]. Moscow: Izd. Dom MISIS, 2011.
8. Grigorovich K.V. Fraktsionnyi gazovyi analiz — novoe napravlenie v kontrole kachestva materialov [Purity influence the shikhtovykh of materials on impurity on structure and properties of permanent magnets]. *Analitika i kontrol'*. 2000. Vol. 4. No. 3. P. 244—251.
9. Nisel'son L.A. Fiziko-khimicheskie osnovy polucheniya vysokochistykh veshchestv [Physical and chemical bases of receiving high-pure substances]. *Vysokochistye veshchestva*. 1991. No. 4. P. 14—30.
10. Belyaev I.V., Kireev A.V., Moiseev A.V., Kutepov A.V. Gas-forming impurities in the UNDKT5AA hard-magnetic alloy prepared from pure metals of various grades. *Neorgan. Mater.* 2014. Vol. 50. P. 494—498.
11. Grigorovich K., Burkhanov G., Shibaev S., Dolmatov A., Belyaev I., Kolchugina I. Fractional gas analysis procedure for determining the contents of oxide and nitride phases in AlNiCO alloys. *Metallurgiya*. 2009. Vol. 48. No. 3. P. 187—191.
12. Novye materialy [New materials]. Ed. Yu.S. Karabasov. Moscow: Metallurgiya, 2002.
13. Kulifeev V.K., Kropachev A.N., Tarasov V.P. Termodinamicheskie raschety vakuumnykh okislitel'no-vosstanovitel'nykh protsessov [Thermodynamic calculations of vacuum oxidation-reduction processes]. *Tekhnologiya metallov*. 2013. No. 10. P. 3—10.
14. Kulikov I.S. Raskislenie stali [Steel deoxidation]. Moscow: Metallurgiya, 1975.
15. Zhukhovitskii A.A., Shvartsman L.A. Kratkii kurs fizicheskoi khimii [Course of physical chemistry]. Moscow: Metallurgiya, 1979.

References

1. Belyaev I.V., Grigorovich K.V., Kolchugina N.B., Shibaev S.S. Vliyanie chistoty shikhtovykh materialov po primesyam na strukturu i svoystva postoyannykh magnetov [Purity influence the shikhtovykh of materials on impurity on structure and properties of permanent magnets]. *Neorgan. materialy*. 2010. Vol. 46. No. 3. P. 341—344.
2. Pikunov M.V., Belyaev I.V., Sidorov E.V. Kristallizatsiya spлавov i napravlennoe zatverdevanie otlivok [Crystalli-

КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВОЛОЧЕНИЯ ПЛАТИНОВЫХ СПЛАВОВ

© 2016 г. О.М. Огородникова, Е.М. Бородин

Уральский федеральный университет (УрФУ) им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 21.06.14 г., доработана 10.08.15 г., подписана в печать 14.08.15 г.

Методом конечных элементов в программной среде DEFORM-2D проведен компьютерный анализ напряженного состояния заготовки и инструмента в осесимметричной постановке на этапе установившегося процесса волочения сплава PtNi эквиатомного состава. Предложена геометрия алмазного инструмента, обеспечивающая снижение жесткости и массы без изменения основных параметров технологического процесса.

Ключевые слова: волочение, геометрия волоки, платиновые сплавы, компьютерное моделирование, DEFORM-2D, напряжения.

Огородникова О.М. – канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры электронного машиностроения УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). Тел.: (343) 375-94-03. E-mail: o.m.ogorodnikova@bk.ru.

Бородин Е.М. – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: bem-imach@yandex.ru.

Для цитирования: Огородникова О.М., Бородин Е.М. Компьютерный анализ напряженно-деформированного состояния инструмента для волочения платиновых сплавов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 15–18.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-15-18.

Ogorodnikova O.M., Borodin E.M.

Stress-strain state computer analysis of the platinum alloy drawing tool

The computer analysis was made to evaluate the stress state of a workpiece and an axisymmetrically positioned tool at the stage of steady drawing process of PtNi equiatomic alloy using finite-element method in the DEFORM-2D software environment. The diamond tool geometry is proposed to reduce hardness and weight without changing basic process parameters.

Key words: drawing, drawing die geometry, platinum alloys, computer simulation, DEFORM-2D, stresses.

Ogorodnikova O.M. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), associate prof., Electronics Machine-Building Department, Ural Federal University (620002, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 19). E-mail: o.m.ogorodnikova@bk.ru.

Borodin E.M. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Electronics Machine-Building Department, Ural Federal University. E-mail: bem-imach@yandex.ru.

Citation: Ogorodnikova O.M., Borodin E.M. Komp'yuternyi analiz napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya instrumenta dlya volocheniya platinovykh spлавov. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 15–18.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-15-18.

Введение

Среди широкого круга перспективных материалов со специальными свойствами особую группу составляют сплавы на основе платины [1], использование которых оправдано в наиболее ответственных узлах точных приборов [2], эксплуатируемых в агрессивных средах [3]. Сплавы платины с благородными компонентами отвечают требованию экономии благородных металлов [4, 5]. Без снижения функциональных свойств в этих сплавах достигается существенное упрочнение в результате эффектов наноструктурирования [6], а именно упорядочения атомов в кристаллической решетке [7].

Возрастающий интерес к бинарным сплавам на основе платины в последнее время обусловлен их уникальными каталитическими свойствами [8]. В частности, из проволоки платиновых сплавов изготавливают тканые и вязаные каталитические сетки [9]. Для получения проволоки диаметром от 10 мкм до 2 мм из платиновых сплавов применяют технологические процессы волочения [10], которые заключаются в протягивании цилиндрической заготовки через конический канал алмазного инструмента. В общем случае при проектировании технологии волочения необходимо контролировать, выбирать и оптимизировать на-

пряжения в проволоке и волоке, пластическую деформацию и упрочнение проволоки, площадь сечения, применение смазочных материалов, скорость процесса, угол конусности волоки [11]. Большую роль играет угол конусности — угол наклона образующей инструмента к оси волочения, поскольку он определяет энергосиловые параметры процесса и должен обеспечивать минимальные значения напряжения волочения [12]. При этом производительность процесса во многом зависит от стойкости инструмента и обуславливается уровнем напряжений в контактной зоне [13].

Цель данной работы — провести вычислительное моделирование установившегося процесса волочения проволоки из упорядочивающегося сплава PtNi эквиатомного состава и оценить напряженное состояние волоки методом конечных элементов.

Материалы и методы исследования

Ресурсосберегающее конечно-элементное моделирование [14] технологических процессов волочения дорогостоящих сплавов представляется перспективным направлением вычислительного материаловедения. В данной работе была использована специализированная программа DEFORM-2D для компьютерного моделирования технологий обработки давлением, средствами которой исследовано волочение сплава Pt₅₀Ni₅₀ в разупорядоченном и рекристаллизованном состоянии при комнатной температуре. Форма и геометрические размеры алмазной волоки заданы в соответствии с ГОСТ 6271-90 для диаметра калибрующего отверстия 0,5 мм. Рассмотрена осесимметричная задача на этапе установившегося процесса, граничные и начальные условия прило-

жены к половине продольного сечения с положительными пространственными координатами.

Результаты и их обсуждение

Закон поведения сплава при пластическом деформировании является входной информацией на компьютерное моделирование технологии волочения и в данной работе сформулирован по результатам обработки экспериментальных кривых деформационного упрочнения, полученных нами ранее для проволоки соответствующего диаметра [15]. Волочение производится в разупорядоченном состоянии после высокотемпературного отжига [16] и моделируется в рамках упругопластической модели поведения материала. Пластический участок нагружения аппроксимирован экспоненциальной зависимостью напряжений (σ) от деформаций (ϵ):

$$\sigma = \sigma_0 + a\epsilon^b = 578,813 + 1607,101\epsilon^{0,588}.$$

Геометрическая модель волоки построена таким образом, что алмазный инструмент, в соответствии с современными конструктивными принципами, внедрен в матрицу [17]. Матрица изготавливается спеканием порошков карбида вольфрама и кобальта, образуя с алмазным инструментом неразъемную сборку. В вычислительной модели на границе алмазного инструмента и матрицы заданы контактные условия, исключающие взаимное перемещение. Ограничение степеней свободы применяется к внешнему цилиндрическому контуру матрицы в виде нулевых значений скорости. Осевая скорость движения заготовки величиной 1 мм/с приложена к внешнему контуру в области захвата.

Расчетные распределения эквивалентного напряжения Мизеса в контактной зоне и первого

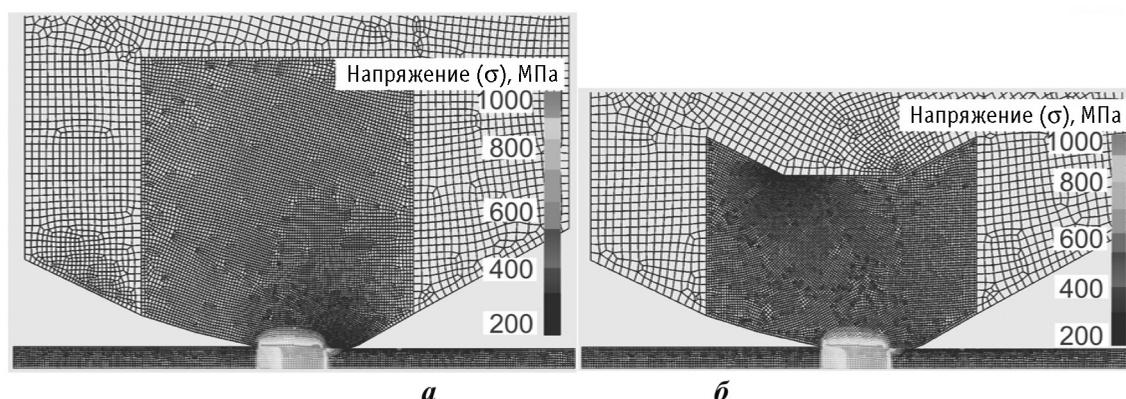


Рис. 1. Распределение эквивалентных напряжений в зоне контакта

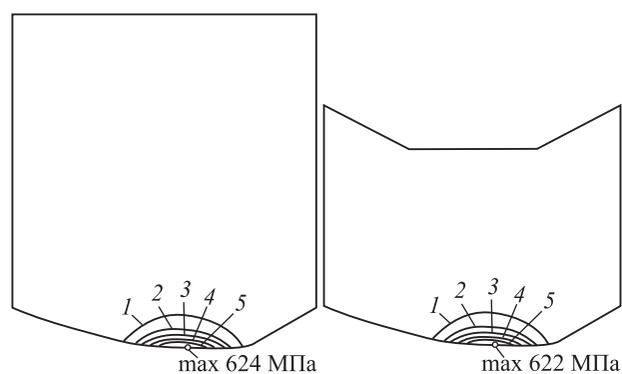


Рис. 2. Распределение первого главного напряжения в волоке
 σ , МПа: 100 (1), 200 (2), 300 (3), 400 (4), 500 (5)

главного напряжения в волоке показаны соответственно на рис. 1, а и 2, а. Выбран предельный случай по уровню напряжений в заготовке. При этом первое главное напряжение в волоке достигает 620 МПа. Большинство исследователей варьруют и оптимизируют рабочий канал волоки, но существенными параметрами также являются внешние габариты инструмента. В частности, можно рассмотреть варианты менее жестких сечений (см. рис. 1, б и 2, б). В наших расчетах показано, что можно снизить жесткость и массу алмазного инструмента при неизменном уровне напряжений в волоке.

Заключение

Методом конечных элементов исследован установленный процесс волочения твердого платинового сплава. Предложена геометрия волоки, понижающая жесткость без изменения основных параметров технологического процесса.

Статья написана по результатам исследований, проводимых в рамках реализации и за счет средств Программы повышения конкурентоспособности 5-100-200.

Литература

1. Ястребов В.А. Дисперсионно-упрочненные материалы на основе платины, их свойства и применение // Цвет. металлы. 2007. No. 2. С. 112—116.
2. Каменецкий Б.И., Гроховская Л.Г., Логинов Ю.Н., Студенок Г.И. Исследование деформационных характеристик и структура сплава ПлН-4,5 при изготовлении полых заготовок методом глубокой вытяжки // Цвет. металлы. 2007. No. 8. С. 51—53.

3. Васильева Е.В., Волкова Р.М., Захарова М.И., Матвеева М.П., Шнырев Г.Д. Платина, ее сплавы и композиционные материалы. М.: Metallurgy, 1980.
4. Огородникова О.М., Литвинов В.С., Саханская И.Н. Упорядочение, рекристаллизация и механические свойства сплавов Pt—Ni—Cu // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 68. No. 5. С. 969—973.
5. Улыбышева Л.П., Тыкочинский Д.С. Рациональное использование платиновых металлов в производстве стеклянного волокна // Цвет. металлы. 2012. No. 5. С. 40—46.
6. Есаулов М.И. Формоустойчивость бинарных сплавов и пути ее повышения // Научные технологии. 2008. No. 2. С. 22—23.
7. Огородникова О.М., Литвинов В.С. Кинетика упорядочения сплавов платина—никель—медь по типу $L1_0$ // Физика металлов и металловедение. 1993. Т. 75. No. 6. С. 113—117.
8. Morris A.R., Skoglund M.D., Holles J.H. Characterization of Ni@Pt and Co@Pt overlayer catalysts using XAS studies // Appl. Catal. A. General. 2015. Vol. 489. P. 98—110.
9. Гуцин Г.М., Черемных В.П., Сивков Г.М. Сетки и каталитические системы из сплавов на основе платины и палладия для азотной промышленности // Драг. металлы. Драг. камни. 2005. No. 8 (140). С. 163—166.
10. Огородникова О.М., Бородин Е.М., Гудин А.А. Компьютерное исследование инструмента для изготовления проволоки // Компьютер. исследования и моделирование. 2014. Т. 6. No. 6. С. 983—989.
11. Гурьянов Г.Н. Влияние интенсивности деформационного упрочнения проволоки на оптимальную форму рабочего канала волоки // Упрочн. технологии и покрытия. 2015. No. 2(122). С. 14—20.
12. Колмогоров Г.Л., Кобелева Е.К., Снигирева М.В., Чернова Т.В. Энергосиловые характеристики при волочении триметаллической заготовки // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2013. No. 5. С. 46—48.
13. Каргин В.Р., Каргин Б.В., Колесникова С.Ю. Распределение контактных напряжений в процессе волочения круглых изделий // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2013. No. 4. С. 25—28.
14. Огородникова О.М. Исследовательская функция программ CAE в сквозных технологиях CAD/CAE/CAM // Вестн. машиностроения. 2012. No. 1. С. 25—31.
15. Огородникова О.М., Литвинов В.С., Саханская И.Н. Текстура, структура и пластичность упорядоченного сплава NiPt // Физика металлов и металловедение. 1990. Т. 70. No. 7. С. 147—151.
16. Огородникова О.М., Литвинов В.С., Куранов А.А., Кар-

нов Ю.Г. Разупорядочение и рекристаллизация сплавов Pt—Ni—Cu // Физика металлов и металловедение. 1988. Т. 65. No. 5. С. 967—969.

17. Сайт производителя алмазных волок «Fort Wayne Wire Die» (FWWD), USA, Indiana. 2014. Режим доступа: <http://www.fwwd.com> (дата обращения 15.09.2015).

References

1. *Yastrebov V.A.* Dispersionno-uprochnennyye materialy na osnove platiny, ih svoystva i primeneniye [Dispersed strengthened platinum-based materials, their properties and application]. *Tsvetnye metally*. 2007. No. 2. P. 112—116.
2. *Kamenetsky B.I., Grokhovskaya L.G., Loginov Yu.N., Studenok G.I.* Issledovanie deformatsionnykh harakteristik i struktura splava Pt—Ni—Cu pri izgotovlenii polykh zagotovok metodom glubokoi vytyazhki [Study of deformation parameters and structure of Pt—Ni—Cu alloy in manufacture of hollow blanks by deep drawing method]. *Tsvetnye metally*. 2007. No. 8. P. 51—53.
3. *Vasilieva E.V., Volkova R.M., Zakharova M.I., Matveeva M.P., Shnyrev G.D.* Platina, ee splavy i kompozitsionnye materialy [Platinum, alloys and composite materials]. Moscow: Metallurgiya, 1980.
4. *Ogorodnikova O.M., Litvinov V.S., Sakhanskaya I.N.* Uporyadochenie, rekristallizatsiya i mekhanicheskie svoystva spлавov Pt—Ni—Cu [Ordering, recrystallization and mechanical properties of Pt—Ni—Cu alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1989. Vol. 68. No. 5. P. 969—973.
5. *Ulybysheva L.P., Tykochinsky D.S.* Ratsional'noe ispol'zovanie platinovykh metallov v proizvodstve steklyannogo volokna [Rational using of platinum metals in the production of the fiberglass]. *Tsvetnye metally*. 2012. No. 5. P. 40—46.
6. *Esaulov M.I.* Formoustoychivost' binarnykh spлавov i puti ee povysheniya [Form stability of the binary alloys and the ways of it's increase]. *Naukoemkie tekhnologii*. 2008. No. 2. P. 22—23.
7. *Ogorodnikova O.M., Litvinov V.S.* Kinetika uporyadocheniya spлавov platina—nikel—med' po tipu $L1_0$ [Kinetics of ordering of platinum—nickel—copper alloys by $L1(0)$ type]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1993. Vol. 75. No. 6. P. 113—117.
8. *Morris A.R., Skoglund M.D., Holles J.H.* Characterization of Ni@Pt and Co@Pt overlayer catalysts using XAS studies. *Appl. Catal. A. General*. 2015. Vol. 489. P. 98—110.
9. *Gushchin G.M., Cheremnyh V.P., Sivkov G.M.* Setki i katalizatornie sistemy dlya azotnoy promyshlennosti [Grids and catalyst systems on a base of platinum and palladium alloys for the nitrogen industry]. *Dragotsennye metally. Dragotsennye kamni*. 2005. No. 8 (140). P. 163—166.
10. *Ogorodnikova O.M., Borodin E.M., Gudin A.A.* Komp'yuternoe issledovanie instrumenta dlya izgotovleniya provoloki [A computational study of tool for wire drawing]. *Komp'yuternye issledovaniya i modelirovanie*. 2014. Vol. 6. No. 6. P. 983—989.
11. *Guryanov G.N.* Vliyaniye intensivnosti deformatsionnogo uprochneniya provoloki na optimal'nyuyu formu rabocheho kanala voloki [Influence the intensity of work hardening of the wire on the optimal shape of the working channel portages]. *Uprochnyayuschchie tekhnologii i pokrytiya*. 2015. No. 2(122). P. 14—20.
12. *Kolmogorov G.L., Kobeleva E.K., Snigireva M.V., Chernova T.V.* Energy-power characteristics when drawing a trimetal billet. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. No. 6. P. 467—469.
13. *Kargin V.R., Kargin B.V., Kolesnikova S.Yu.* Raspredeleeniye kontaktnykh napryazheniy v protsesse volocheniya kruglykh izdeliy [The distribution of the contact stresses in the process of drawing round products]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2013. No. 4. P. 25—28.
14. *Ogorodnikova O.M.* Issledovatel'skaya funktsiya programm CAE v skvoznykh tekhnologiyah CAD/CAE/CAM [Scientific research application of CAE software in CAD/CAE/CAM technologies]. *Vestnik mashinostroyeniya*. 2012. No. 1. P. 25—31.
15. *Ogorodnikova O.M., Litvinov V.S., Sakhanskaya I.N.* Tekstura, struktura i plastichnost' uporyadochennogo splava NiPt [Texture, structure and plasticity of ordered NiPt alloy]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1990. Vol. 70. No. 7. P. 147—151.
16. *Ogorodnikova O.M., Litvinov V.S., Kuranov A.A., Karpov Yu.G.* Razuporyadochenie i rekristallizatsiya spлавov Pt—Ni—Cu [Disordering and recrystallization of Pt—Ni—Cu alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1988. Vol. 65. No. 5. P. 967—969.
17. Fort Wayne Wire Die. URL: <http://www.fwwd.com> (accessed: 15.09.2015).

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА УСЛОВИЯ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССА СОВМЕЩЕННОЙ ПРОКАТКИ-ПРЕССОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА БАЛАНСА МОЩНОСТЕЙ

© 2016 г. **Н.Н. Загиров, Н.Н. Довженко, С.Б. Сидельников, В.М. Беспалов**

Сибирский федеральный университет (СФУ), г. Красноярск

Статья поступила в редакцию 04.04.14 г., доработана 14.10.15 г., подписана в печать 19.10.15 г.

Приведены результаты решения задачи по определению возможности реализации процесса совмещенной прокатки-прессования (СПП). В аналитическом виде записаны составляющие полной мощности для исследуемого процесса, с помощью разработанной программы на ЭВМ произведен их расчет и проанализировано влияние отдельных факторов на осуществление процесса СПП. Для условий совмещенной прокатки-прессования алюминиевых сплавов на опытно-промышленной установке совмещенной обработки дана количественная оценка возможности реализации процесса с использованием в качестве основного критерия коэффициента запаса мощности.

Ключевые слова: баланс мощностей, совмещенные прокатка и прессование, активные силы трения, деформация, коэффициент вытяжки, напряжения трения, коэффициенты трения.

Загиров Н.Н. — канд. техн. наук, доцент кафедры обработки металлов давлением (ОМД) Института цветных металлов и материаловедения СФУ (660025, г. Красноярск, пр-т Красноярский рабочий, 95). Тел.: (8391) 206-37-31. E-mail: kafomd_1@mail.ru.

Довженко Н.Н. — докт. техн. наук, директор Института нефти и газа СФУ, профессор той же кафедры. Тел.: (8391) 293-78-46. E-mail: n.dovzhenko@bk.ru.

Сидельников С.Б. — докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой ОМД Института цветных металлов и материаловедения СФУ. Тел.: (8391) 206-37-31. E-mail: sbs270359@yandex.ru.

Беспалов В.М. - аспирант этой кафедры. E-mail: vmbespalov@mail.ru.

Для цитирования: *Загиров Н.Н., Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Беспалов В.М.* Расчетно-экспериментальная оценка условия реализации процесса совмещенной прокатки-прессования с использованием метода баланса мощностей // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 19–25.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-19-25.

Zagirov N.N., Dovzhenko N.N., Sidelnikov S.B., Bespalov V.M.

Computational experimental evaluation of conditions for combined extrolling process implementation using the capacity balance method

The paper presents the results obtained when solving the problem consisting in determination of the combined extrolling process implementation. The components of a total capacity for the process studied were written in analytical form, their calculation and analysis of the effect of specific factors on implementation of the combined extrolling process was made on PC using a specially developed program. A quantitative evaluation of the process feasibility was made using safety factor as a major criterion for the conditions of aluminum alloy combined extrolling at the pilot combined processing plant.

Key words: capacity balance, combined extrolling, active frictional forces, strain, elongation ratio, friction stresses, friction coefficients.

Zagirov N.N. — Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of metal forming, Institute of nonferrous metals and materials science of Siberian Federal University (SFU) (660025, Russia, Krasnoyarsk, Krasnoyarsky rabochy, 95). Tel.: (8391) 206-37-31. E-mail: kafomd_1@mail.ru.

Dovzhenko N.N. — Dr. Sci. (Eng.), director of Institute of Petroleum and natural gas engineering of SFU, prof. of the Department of metal forming. Tel.: (8391) 293-78-46. E-mail: n.dovzhenko@bk.ru.

Sidelnikov S.B. — Dr. Sci. (Eng.), prof., chief of the Department of metal forming, Institute of nonferrous metals and materials science, SFU. Tel.: (8391) 206-37-31. E-mail: sbs270359@yandex.ru.

Bespalov V.M. — postgraduate of Department of metal forming, Institute of nonferrous metals and materials science, SFU. E-mail: vmbespalov@mail.ru.

Citation: *Zagirov N.N., Dovzhenko N.N., Sidelnikov S.B., Bespalov V.M.* Raschetno-eksperimental'naya otsenka usloviya realizatsii protsesssa sovmeshchennoi prokatki-pressovaniya s ispol'zovaniem metoda balansa moshchnostei. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2016. No. 1. P. 19–25. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-19-25.

Введение

Внедрение в производство новых методов комбинированной и совмещенной обработки цветных металлов и сплавов ставит задачу поиска решений для определения возможности реализации процесса деформации металла при одновременном осуществлении нескольких операций, например прокатки и прессования. Эта задача весьма актуальна, так как в настоящее время на Иркутском алюминиевом заводе проводятся работы по запуску установки совмещенной обработки для получения электротехнической катанки из алюминиевых сплавов способом совмещенной прокатки-прессования (СПП).

Данный метод основан на деформации длинномерной заготовки в закрытом калибре, образованном валками с выступом и кольцевой канавкой, перекрытом на выходе матрицей, расположенной на некотором расстоянии от оси валков. Основные особенности СПП — наличие активных сил трения, создаваемых валками при взаимодействии с обрабатываемым металлом, которые способствуют процессу деформации и уменьшают усилие, необходимое для выдавливания прутка. Кроме того, в процессе обработки данным способом появляется дополнительный вид знакопеременной деформации, когда по мере продвижения при прокатке металл подвергается сначала вертикальной деформации сжатия, затем горизонтальной деформации удлинения и, далее, противоположной горизонтальной деформации при распрессовке перед зеркалом матрицы. Такой переменный характер деформации способствует повышению пластичности, особенно литой заготовки, и увеличению предельно допустимой скорости прессования. Однако при различных температурно-скоростных и деформационных условиях процесса возможна ситуация, когда вращающиеся валки не могут выдавить металл через отверстие матрицы и процесс останавливается. В более ранних работах [1—3] задача поиска условий гарантированной реализации процесса решалась путем определения коэффициента, с помощью которого сопоставлялись усилие, затраченное на продавливание металла через матрицу, и усилие активных сил трения, подводимых валками. Однако этот подход можно считать приближенным, так как он не давал возможности количественно оценить вероятность осуществления процесса.

Цель данной работы состояла в оценке условий реализации процесса совмещенной про-

катки-прессования на основе сопоставления составляющих уравнения баланса мощностей и ее экспериментальной проверке.

Постановка и решение задачи

Теоретические предпосылки для оценки энергетических затрат при продольной прокатке приведены в классических работах [4—7], а известные решения задач сортовой прокатки металла в калибрах простой формы методом баланса мощностей изложены в книгах [8, 9]. Однако задача определения условий реализации процесса совмещенной прокатки-прессования предусматривает еще и учет энергетических затрат при выдавливании металла через отверстие матрицы, для оценки которых можно воспользоваться работой [10].

С энергетической точки зрения, условия реализации СПП можно оценить путем сравнения величин мощности N_a , формируемой активными силами трения, действующими на поверхности контакта вращающихся валков с деформируемой заготовкой, и мощности N_p , затрачиваемой на осуществление процесса выдавливания металла через заданное сечение рабочего отверстия матрицы.

Будем считать, что для стабильного протекания процесса СПП необходимо, чтобы N_a была больше N_p с условным 10 %-ным запасом мощности.

Для вывода формул и расчета отдельных составляющих обеих мощностей примем следующие схему (рис. 1) и обозначения параметров, характеризующих очаг деформации при СПП, мм: h_0 — начальная высота заготовки; b_0 — начальная ширина заготовки; R_1, R_2 — катающие радиусы валков; b — ширина калибра; h_1 — минимальный зазор между валками; $h_{зм}$ — высота зеркала матрицы; $d_{изд}$ — диаметр прессуемого прутка; h_n — высота очага деформации в зоне прокатки; h_m — высота матрицы; $L_{пр}$, $L_{рас}$, $L_{мз}$ — соответственно длины зон прокатки, распрессовки и мертвой зоны; $L_{п}$ — длина калибрующего пояса матрицы.

Будем считать, что катающие радиусы обоих валков равны между собой: $R_1 = R_2 = R$. В плоскости BB' средняя по сечению скорость движения металла по зоне прокатки максимальна и определяется окружной скоростью вращения валков V_b с учетом коэффициента проскальзывания $k_{пр}$. Справа и слева от плоскости BB' расположены зоны отставания, в которых средняя по соответствующему сечению скорость перемещения металла изменяется с учетом условия постоянства секунд-

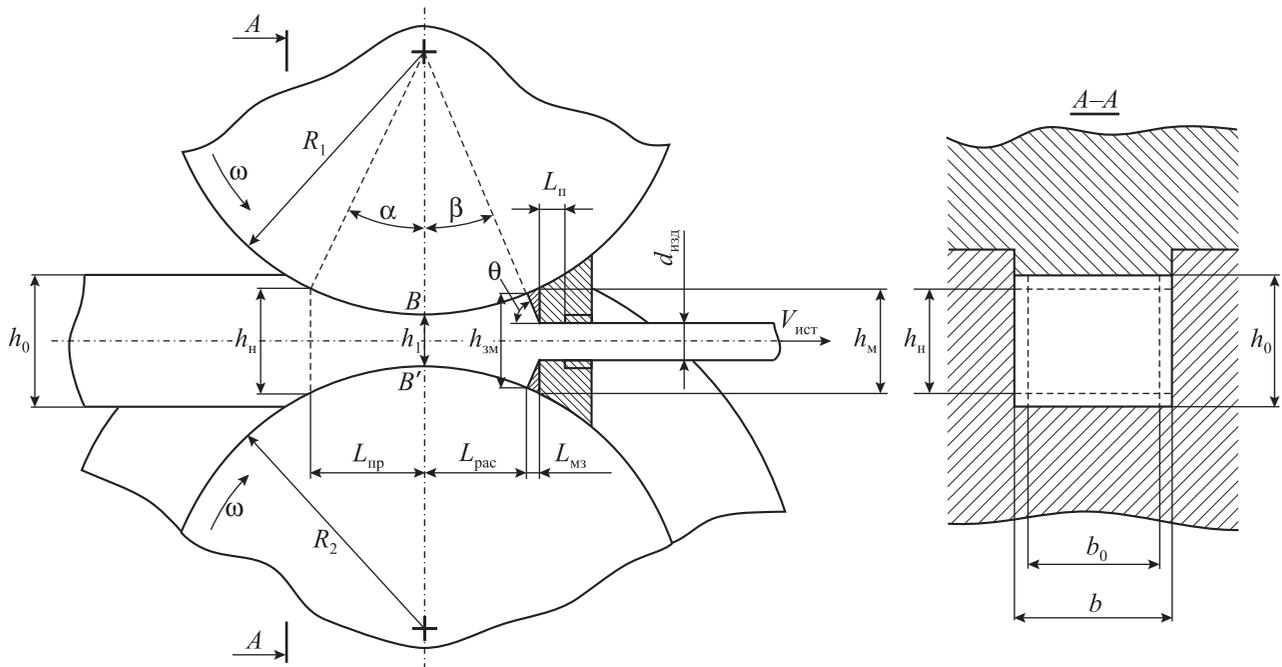


Рис. 1. Принципиальная схема совмещенной прокатки-прессования

ного объема деформируемого металла, рассчитываемого по формуле

$$V_{\text{сек}} = k_{\text{пр}} V_{\text{в}} F_1 = k_{\text{пр}} \omega R b h_1, \quad (1)$$

где $\omega = \pi n / 30$ — угловая скорость вращения валков; n — число оборотов валков, об/мин.

Полная мощность N_p , которую нужно развить валками установки СПП, чтобы процесс состоялся, в общем случае складывается из следующих составляющих:

$$N_p = N_{\text{деф}} + N_{\text{тр}_M} + N_{\text{тр}_П}, \quad (2)$$

где $N_{\text{деф}}$ — мощность, затрачиваемая на деформацию металла без учета контактного трения; $N_{\text{тр}_M}$ — мощность, необходимая для преодоления сил трения на границе упругой и пластической зон перед матрицей (зеркало матрицы); $N_{\text{тр}_П}$ — мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения на калибрующем пояске матрицы.

Мощность формоизменения с приемлемой для технологических расчетов точностью определяется известным выражением [7]:

$$N_{\text{деф}} = \xi \sigma_{s_{\text{cp}}} V_{\text{сек}} \ln \mu, \quad (3)$$

где ξ — коэффициент, учитывающий силы среза и неравномерность деформации, принимаемый в нашем случае из-за специфики процесса равным 2; $\sigma_{s_{\text{cp}}} = \sqrt{\sigma_{s_0} \sigma_{s_k}}$ — величина среднего по пластической зоне сопротивления деформации; σ_{s_0} — начальное значение сопротивления деформации;

$\sigma_{s_k} = \sigma_{s_0} C$ — сопротивление деформации на выходе из матрицы; C — коэффициент упрочнения, зависящий от температуры, степени и длительности деформации; $V_{\text{сек}}$ — секундный объем деформируемого металла; μ — коэффициент вытяжки при выдавливании прутка.

Мощность, необходимая для преодоления сил трения, возникающих на зеркале матрицы (или обжимающей части пластической зоны), составляет

$$N_{\text{тр}_M} = \frac{F_{3M}}{\sin \theta} \tau_M V_{\tau_M} \ln \mu, \quad (4)$$

где $F_{3M} = h_{3M} b$ — площадь зеркала матрицы; θ — расчетный угол канала матрицы, принимаемый равным 90° ; $\tau_M = f_M (\sigma_{s_{\text{cp}}} / \sqrt{3})$ — среднее значение напряжения трения в обжимающей части перед матрицей, рассчитываемое в соответствии с законом Зибеля; f_M — осредненный показатель трения, характеризующий условия трения на указанной поверхности; V_{τ_M} — среднее значение скорости скольжения металла, равное полусумме скорости перемещения его в обжимающей части перед зеркалом матрицы и скорости истечения прутка из матрицы, т.е.

$$V_{\tau_M} = \frac{1}{2} \left(\frac{V_{\text{сек}}}{F_{3M}} + \frac{V_{\text{сек}}}{F_{\text{изд}}} \right) = \frac{1}{2} V_{\text{сек}} \left(\frac{1}{h_{3M} b} + \frac{4}{\pi d_{\text{изд}}^2} \right).$$

Мощность, необходимая для преодоления сил

трения пресуемого металла о калибрующий пояс матрицы, равна

$$N_{\text{тр}_n} = \mu F_{\text{п}} \tau_{\text{п}} V_{\tau_{\text{п}}}, \quad (5)$$

где $F_{\text{п}} = \Pi_{\text{изд}} L_{\text{п}}$ — площадь поверхности трения калибрующего пояса канала матрицы; $\Pi_{\text{изд}} = \pi d_{\text{изд}}$ — периметр пресуемого прутка; $\tau_{\text{п}} = f_{\text{п}}(\sigma_{\text{ск}}/\sqrt{3}) = f_{\text{п}}(\sigma_{\text{с}_0}/\sqrt{3})C$ — среднее значение напряжения трения на калибрующем поясе матрицы, рассчитываемое по закону Зибеля; $V_{\tau_{\text{п}}} = V_{\text{сек}}/F_{\text{изд}}$ — скорость скольжения металла по поверхности пояса матрицы, принимаемая равной скорости истечения.

Суммарная мощность $N_{\text{а}}$, необходимая для осуществления процесса СПП, формируемая активными силами трения, действующими на стенках закрытого калибра, образованного валками, один из которых выполнен с ручьем, а другой с выступом, будет определяться по формуле

$$N_{\text{а}} = N_{\text{тр}_1} + N_{\text{тр}_2}, \quad (6)$$

где $N_{\text{тр}_1}$ — мощность активных сил трения, действующих на контактных поверхностях, образованных катающими диаметрами обоих валков; $N_{\text{тр}_2}$ — мощность активных сил трения, действующих на стенках валка с ручьем.

Если принять, что изменение высоты h в зонах прокатки и распрессовки слева и справа от плоскости BB' подчиняется выражению $h = h_1 + R\varphi^2$ (φ — угол, отсчитываемой от указанной плоскости), то тогда мощность $N_{\text{тр}_1}$ на катающих поверхностях обоих валков будет равна

$$N_{\text{тр}_1} = k_{\text{пр}} V_{\text{в}} (\tau_{\text{в}} + \tau_{\text{н}}) b R \int_0^{\alpha+\beta} \left(1 - \frac{h_1}{h_1 + R\varphi^2} \right) d\varphi = k_{\text{пр}} V_{\text{в}} (\tau_{\text{в}} + \tau_{\text{н}}) b R \left[(\alpha + \beta) - \sqrt{\frac{h_1}{R}} \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} (\alpha + \beta) \right) \right], \quad (7)$$

где α — угол, определяющий дугу контакта металла с валками в зоне прокатки (см. рис. 1); β — угол, определяющий дугу контакта металла с валками в зоне распрессовки перед матрицей; $\tau_{\text{в}} = f_{\text{в}}(\sigma_{\text{с}_0}/\sqrt{3})$ и $\tau_{\text{н}} = f_{\text{н}}(\sigma_{\text{с}_0}/\sqrt{3})$ — средние значения напряжений трения соответственно на верхнем и нижнем валках, рассчитываемые по закону Зибеля; $f_{\text{в}}$ и $f_{\text{н}}$ — осредненные показатели трения, характеризующие условия трения соответственно на верхнем и нижнем валках.

Мощность $N_{\text{тр}_2}$, создаваемая силами трения на стенках валка с ручьем, при условии представления контактных поверхностей в виде прямолиней-

ной трапеции вместо реальной криволинейной, по аналогии с $N_{\text{тр}_1}$ можно определить по формуле

$$N_{\text{тр}_2} = 2V_{\text{в}} k_{\text{пр}} \tau_{\text{с}_0} h_{\text{с}_0} R \left[(\alpha + \beta) - \sqrt{\frac{h_1}{R}} \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} (\alpha + \beta) \right) \right], \quad (8)$$

где $\tau_{\text{с}_0} = f_{\text{с}_0}(\sigma_{\text{с}_0}/\sqrt{3})$ — средние значения напряжений трения на каждой из двух боковых стенок калибра, рассчитываемые в соответствии с законом Зибеля; $f_{\text{с}_0}$ — осредненный показатель трения, характеризующий условия трения на стенках валка с ручьем; $h_{\text{с}_0} = 1/3(h_{\text{н}} + h_1 + h_{\text{з}_0})$ — усредненное значение высоты очага деформации в зонах прокатки и распрессовки.

В соответствии с методом баланса мощностей и принципом минимума полной мощности [5, 8] на практике будет реализован такой процесс, затраты энергии на который будут минимальными, поэтому, как уже указывалось ранее, для осуществления выдавливания металла через матрицу необходимо выполнение следующего условия:

$$N_{\text{р}} \leq N_{\text{а}}, \quad (9)$$

Подстановка выражений (3)—(5), (7) и (8) в равенство (9), в результате которой может быть записан развернутый вариант условия (9), приводит к получению достаточно громоздкого математического выражения. Поэтому с использованием представленных выше формул была разработана и реализована на ЭВМ программа расчета отдельных составляющих уравнения баланса мощностей и с ее помощью проанализировано влияние отдельных факторов на осуществление процесса СПП. В качестве критерия оценки был принят условный коэффициент запаса мощности K_N , рассчитываемый по формуле

$$K_N = \frac{N_{\text{а}}}{N_{\text{р}} K_3}, \quad (10)$$

где $K_3 = 1,1$ — коэффициент, учитывающий, что при выдавливании части металла («уса») в зазор между валками и матрицей расходуется дополнительная энергия, которая, по экспериментальным оценкам, может составлять до 10 % от затраченной.

Вариант, при котором $K_N > 1$, соответствует такому сочетанию геометрических и технологических параметров, характеризующих условия протекания процесса СПП, при котором выдавливание металла через матрицу становится возможным. В качестве иллюстрации далее будет рассмотрен пример расчета показателя K_N для некоторой ком-

бинации входных параметров, максимально отражающих реальные условия осуществления процесса СПП для обработки алюминиевых сплавов на опытно-промышленной установке [11]. Значения их вместе с расчетными геометрическими и технологическими показателями, а также результаты определения составляющих уравнения баланса мощностей процесса СПП представлены ниже:

Входные параметры:

Катающие радиусы валков $R_1 = R_2 = R$, мм	100
Ширина калибра b , мм.....	15
Минимальный зазор между валками h_1 , мм.....	7
Высота зеркала матрицы h_m , мм.....	22
Диаметр прессуемого прутка $d_{изд}$, мм	9
Длина калибрующего пояске матрицы $L_{п}$, мм	2
Число оборотов валков n , об/мин	4
Угол зеркала матрицы θ , град.....	90
Начальная высота заготовки h_0 , мм	14
Начальная ширина заготовки b_0 , мм.....	14
Среднее сопротивление деформации по пластической зоне $\sigma_{ср}$, МПа	40
Коэффициент трения на катающих поверхностях валков f_b, f_n	1
Коэффициент трения на стенках валка с ручьем $f_{ср}$	0,8
Коэффициент трения на обжимающем и калибрующем участках матрицы f_m	0,6
Коэффициент упрочнения металла при прессовании прутка C	2,0
Коэффициент, учитывающий неравномерность деформации, ξ	2,0
Коэффициент проскальзывания $k_{пр}$	1

Расчетные геометрические и технологические параметры:

Высота распрессованной заготовки на входе в очаг деформации в зоне прокатки h_n , мм	13,96
Высота распрессованной заготовки на входе в очаг деформации в зоне прессования $h_{мз}$, мм	21,81
Угол, определяющий длину очага деформации в зоне прокатки, α , град	15,16
Угол, определяющий длину очага деформации в зоне распрессовки, β , град	22,2
Коэффициент вытяжки μ	5,2
Периметр прессуемого прутка $L_{изд}$, мм	28,26
Скорость истечения металла из матрицы $V_{ист}$, мм/с.....	69,14
Средняя скорость перемещения металла по поверхности матрицы V_m , мм/с	40,52
Линейная скорость вращения валков V_b , мм/мин.....	41,87

Напряжение трения в обжимающей части матрицы τ_m , МПа.....	19,60
Напряжение трения на калибрующем пояске матрицы τ_n , МПа.....	27,71
Напряжение трения на катающих поверхностях валков τ_b, τ_n , МПа.....	23,09
Напряжение трения на стенках валка с ручьем $\tau_{ср}$, МПа.....	23,09

Значения составляющих уравнения баланса мощностей и коэффициент запаса мощности:

Мощность, затрачиваемая на процесс, $N_{деф}$, Вт.....	818,99
Мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения в обжимающей части матрицы, $N_{трм}$, Вт	482,68
Мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения на калибрующем пояске матрицы, $N_{трп}$, Вт	562,01
Суммарная затрачиваемая мощность N_p , Вт.....	1863,7
Мощность сил трения на поверхности катающих диаметров валков $N_{тр1}$, Вт	1387,9
Мощность сил трения на стенках валка с ручьем $N_{тр2}$, Вт	1319
Суммарная мощность активных сил трения N_a , Вт	2706,7
Коэффициент запаса мощности K_N	1,45

На рис. 2 отображена динамика изменения коэффициента K_N при той же комбинации входных параметров с изменением значений коэффициентов трения f_i , отражающих возможные условия трения на контакте деформируемого металла с инструментом.

Значения коэффициентов трения на различных контактных поверхностях заданы в том диапазоне,

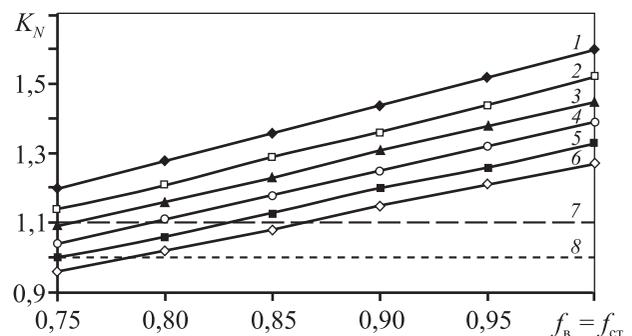


Рис. 2. Коэффициент запаса мощности при изменении значений коэффициентов трения на различных контактных поверхностях
 1 — $f_m = f_n = 0,50$; 2 — 0,55; 3 — 0,60; 4 — 0,65; 5 — 0,70; 6 — 0,75
 7 — граница практической осуществимости процесса
 8 — граница теоретической осуществимости процесса

который рекомендован авторами работы [10] для практических расчетов при отсутствии данных и подходящих индикаторных диаграмм: на катающих диаметрах обоих валков: $f_b = f_n = 0,75 \div 1,0$; на стенках валка с ручьем: $f_{ст} = 0,75 \div 1,0$; в обжимающей части матрицы: $f_m = 0,5 \div 0,75$; на калибрующем пояске матрицы: $f_{п} = 0,5 \div 0,75$.

Результаты исследований и их обсуждение

Из рассмотрения данных, приведенных на рис. 2, следует, что для обеспечения стабильного протекания процесса СПП необходимо стремиться к созданию на контакте обрабатываемой заготовки с валками условий трения, близких, по определению [10], к варианту деформирования металла в условиях интенсивной приварки его к поверхности инструмента, т.е. когда $f_b = f_{ст} \geq 0,9$. При этом на контакте металла с обжимающей и калибрующей поверхностями матрицы трение нужно минимизировать до уровня, соответствующего условиям деформирования металла при отсутствии интенсивной приварки его к инструменту, т.е. когда $f_m = f_{п} \leq 0,75$. Следовательно, обеспечивая в практических условиях то или иное сочетание значений показателей трения, с использованием описанного выше алгоритма, можно произвести расчеты и сделать вывод о возможности или невозможности осуществления процесса СПП при заданной комбинации геометрических и технологических параметров.

Следует отметить, что диаграммы, подобные приведенной на рис. 2, можно построить и для другого сочетания входных параметров при реализации процесса с использованием установки СПП, варьируя, например, размеры очага деформации с обеспечением заданного значения коэффициента вытяжки при прессовании и требуемых температурно-скоростных условий его осуществления. В совокупности они формируют общую картину изменения вдоль очага деформации прочностных характеристик обрабатываемого металла, в частности сопротивления деформации. Поскольку данный параметр в том или ином виде входит во все составляющие уравнения баланса мощностей, то, следовательно, от точности его определения будет существенно зависеть и корректность использования описанного выше математического аппарата.

Экспериментальные исследования, проведенные на установке совмещенной обработки [11] при

заданных параметрах (см. выше), подтвердили полученные аналитическим путем выводы об устойчивой реализации процесса СПП при получении катанки из алюминиевых сплавов.

Заключение

Таким образом, выполнена постановка и решена задача реализации процесса совмещенной прокатки-прессования с помощью метода баланса мощностей. С использованием результатов решения можно моделировать различные варианты реализации процесса СПП, варьируя технологические и геометрические параметры, и установить закономерности изменения мощности, подводимой валками, в сравнении с мощностью, затрачиваемой на выдавливание металла. При этом проводится не только качественная, но и количественная оценка возможности осуществления процесса с применением в качестве основного критерия коэффициента запаса мощности.

Результаты исследований были использованы при проектировании опытно-промышленной установки совмещенной обработки на основе технических решений [12–15], внедряемой на Иркутском алюминиевом заводе, рассчитанной в среднем на производительность до 4 т/ч.

Литература

1. Сидельников С.Б., Довженко Н.Н., Загиров Н.Н. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов. М.: МАКС Пресс, 2005.
2. Сидельников С.Б., Довженко Н.Н., Галиев Р.И. Экспериментальные исследования формоизменения и энергосиловых параметров процесса совмещенной прокатки-прессования прутков из алюминиевых сплавов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2003. No. 4. С. 49–54.
3. Сидельников С.Б., Катарева А.А., Довженко Н.Н. Моделирование совмещенного процесса непрерывного литья и прокатки-прессования цветных металлов и сплавов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2004. No. 5. С. 34–39.
4. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки: Учеб. для студентов машиностр. и металл. вузов. М.: Металлургия, 1980.
5. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: Учеб. для вузов. Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2001.
6. Рудской А.И., Лунев А.В. Теория и технология прокатного производства: Учеб. пос. СПб.: Наука, 2008.

7. *Агеев Л.М., Сухарев Л.М.* Теоретическое сравнение расхода энергии и коэффициента полезного действия процессов прокатки-волочения и обычной прокатки // Обработка металлов давлением: Тр. вузов РФ. Вып. 2. Свердловск: Изд-во УПИ, 1974. С. 45—52.
8. *Смирнов В.К., Шилов В.А., Инатович Ю.В.* Калибровка прокатных валков: Учеб. пос. для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Теплотехник, 2010.
9. *Смирнов В.К., Шилов В.А., Литвинов К.И.* Деформации и усилия в калибрах простой формы. М.: Metallurgiya, 1982.
10. *Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х.* Теория прессования металлов. М.: Metallurgiya, 1975.
11. *Грищенко Н.А., Сидельников С.Б., Губанов И.Ю., Лопатина Е.С., Галиев Р.И.* Механические свойства алюминиевых сплавов. Красноярск: СФУ, 2012.
12. *Сидельников С.Б., Беляев С.В., Довженко И.Н., Соколов Р.Е., Пещанский А.С., Плетюхин С.А., Рудницкий Э.А.* Устройство для непрерывной прокатки и прессования профилей: Пат. 2334574 (РФ). 2008.
13. *Сидельников С.Б., Беспалов В.М., Довженко Н.Н., Беляев С.В., Солдатов С.В., Трифоненков А.Л., Сидельников А.С.* Устройство для непрерывной прокатки и прессования изделий из цветных металлов и сплавов: Пат. 138590 (РФ). 2014.
14. *Сидельников С.Б., Беспалов В.М., Довженко Н.Н., Беляев С.В., Солдатов С.В., Трифоненков А.Л., Сидельников А.С., Федорова О.В.* Устройство для непрерывной прокатки и прессования катанки из цветных металлов и сплавов: Пат. 139085 (РФ). 2014.
15. *Баранов В.Н., Ворошилов Д.С., Галиев Р.И., Довженко И.Н., Довженко Н.Н., Лопатина Е.С., Сидельников С.Б., Солдатов С.В.* Устройство для непрерывного литья, прокатки и прессования: Пат. 2457914 (РФ). 2012.
- extruding of non-ferrous metals and alloys]. *Izv. vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2004. No. 5. P. 34—39.
4. *Tselikov A.I., Nikitin G.S., Rokotyan S.E.* Teoriya prodol'noi prokatki: Uchebnyk dlya vuzov [The theory of longitudinal rolling: Textbook]. Moscow: Metallurgiya, 1980.
5. *Kolmogorov V.L.* Mehanika obrabotki metallov davleniem: Uchebnyk dlya vuzov [Mechanics of metal forming: Textbook]. Ekaterinburg: UGTU—UPI, 2001.
6. *Rudskoy A.I., Lunev A.V.* Teoriya i tehnologiya prokatnogo proizvodstva: Ucheb. posobie [Theory and technology of rolling production: Textbook]. Sankt-Peterburg: Nauka, 2008.
7. *Ageev L.M., Sukharev L.M.* Teoreticheskoe sravnenie rashoda energii i koeffitsienta poleznogo deistviya protsessov prokatki-volocheniya i obychnoi prokatki [A theoretical comparison of energy consumption and efficiency for rolling-drawing processes and ordinary rolling]. In: *Obrabotka metallov davleniem [Metal forming]*: Transact. of high schools of Russian Federation. Iss. 2. Sverdlovsk: Publ. UPI, 1974. P. 45—52.
8. *Smirnov V.K., Shilov V.A., Inatovich Yu.V.* Kalibrovka prokatnih valkov: Uchebnoe posobie dlya vuzov [Calibration of rolls: Textbook]. 2-nd ed. Moscow: Teplotehnik, 2010.
9. *Smirnov V.K., Shilov V.A., Litvinov K.I.* Deformatsii i usiliya v kalibrah prostoi formi [Deformations and efforts in calibers of simple form]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
10. *Perlin I.L., Raytbarg L.Kh.* Teoriya pressovaniya metallov [Theory of metal extruding]. Moscow: Metallurgiya, 1975.
11. *Grishchenko N.A., Sidelnikov S.B., Gubanov I.Yu., Lopatina E.S., Galiev R.I.* Mekhanicheskie svoystva aluminiyevykh spлавov [The mechanical properties of aluminium alloys]. Krasnoyarsk: SFU, 2012.
12. *Sidelnikov S.B., Belyaev S.V., Dovzhenko I.N., Sokolov R.E., Peshchanskiy A.S., Pletyukhin S.A., Rudnitskiy E.A.* Ustroistvo dlya neprerivnoi prokatki i pressovaniya profilei [Device for continuous rolling and extrusion of profiles]: Pat. 2334574 (RF). 2008.
13. *Sidelnikov S.B., Bespalov V.M., Dovzhenko N.N., Belyaev S.V., Soldatov S.V., Trifonenkov A.L., Sidelnikov A.S.* Ustroistvo dlya neprerivnoi prokatki i pressovaniya izdelii iz tsvetnykh metallov i spлавov [Device for continuous rolling and extrusion of articles made from non-ferrous metals and alloys]: Pat. 138590 (RF). 2014.
14. *Sidelnikov S.B., Bespalov V.M., Dovzhenko N.N., Belyaev S.V., Soldatov S.V., Trifonenkov A.L., Sidelnikov A.S., Fedorova O.V.* Ustroistvo dlya neprerivnoi prokatki i pressovaniya katanki iz tsvetnykh metallov i spлавov [Device for continuous rolling and extrusion wire rod made from non-ferrous metals and alloys]: Pat. 139085 (RF). 2014.
15. *Baranov V.N., Voroshilov D.S., Galiev R.I., Dovzhenko I.N., Dovzhenko N.N., Lopatina E.S., Sidelnikov S.B., Soldatov S.V.* Ustroistvo dlya neprerivnogo lit'ya, prokatki i pressovaniya [Device for continuous casting, rolling and extrusion]: Pat. 2457914 (RF). 2012.

References

1. *Sidelnikov S.B., Dovzhenko N.N., Zagirov N.N.* Kombinirovannye i sovmeshchennyye metody obrabotki tsvetnykh metallov i spлавov [Combined and complex treatment methods of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: MAKS Press, 2005.
2. *Sidelnikov S.B., Dovzhenko N.N., Galiev R.I.* Experimental'nye issledovaniya formoizmeneniya i energosilovykh parametrov protsesssa sovmeshchennoi prokatki-pressovaniya prutkov iz aluminiyevykh spлавov [Experimental research of forming and energy-power parameters of process combined rolling-extruding rods from aluminium alloys]. *Izv. vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2003. No. 4. P. 49—54.
3. *Sidelnikov S.B., Katareva A.A., Dovzhenko N.N.* Modelirovanie sovmeshchennogo protsesssa neprerivnogo lit'ya i prokatki-pressovaniya tsvetnykh metallov i spлавov [Modeling combined process of continuous casting and rolling-

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЦИРКОНИЕВЫХ ЛИСТОВ

© 2016 г. **Е.В. Кузнецова, Г.Л. Колмогоров, А.Ю. Вавель**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

Статья поступила в редакцию 03.05.14 г., доработана 24.10.15 г., подписана в печать 30.10.15 г.

Рассмотрена экспериментально-теоретическая методика определения остаточных напряжений в полосных металлоизделиях из циркониевых сплавов, проявляющих трансверсально-изотропные свойства после холодной прокатки. Результаты исследований показали, что на поверхности полосы возникают значительные растягивающие поперечные и продольные остаточные напряжения. Характер их распределения качественно согласуется с известными закономерностями распределения этих величин при прокатке.

Ключевые слова: технологические остаточные напряжения, листовые металлоизделия, циркониевые сплавы, трансверсально-изотропные материалы, холодная прокатка полосы.

Кузнецова Е.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры динамики и прочности машин ПНИПУ (614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29). E-mail: mellen75@mail.ru.

Колмогоров Г.Л. – докт. техн. наук, профессор той же кафедры. E-mail: dpm@pstu.ru.

Вавель А.Ю. – аспирант этой кафедры. E-mail: alla281@ya.ru.

Для цитирования: Кузнецова Е.В., Колмогоров Г.Л., Вавель А.Ю. Технологические остаточные напряжения при производстве циркониевых листов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 26–31.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-26-31.

Kuznetsova E.V., Kolmogorov G.L., Vavel A.Yu.

Process residual stresses in the production of zirconium sheets

The study reviews an experimental and theoretical method of residual stress detection in metal strips made of zirconium alloys showing transversely isotropic properties after cold rolling. Research results demonstrate significant transverse and longitudinal residual tensile stresses appearing on a strip surface. The nature of their distribution is qualitatively consistent with known patterns of distribution of these values during rolling process.

Key words: process residual stresses, metal sheets, zirconium alloys, transversely isotropic materials, strip cold rolling.

Kuznetsova E.V. – Dr. Sci. (Tech.), associate prof., Department of dynamics and strength of machines, Perm National Research Polytechnic University (PNRPU) (614990, Russia, Perm, Komsomolsky pr., 29). E-mail: mellen75@mail.ru.

Kolmogorov G.L. – Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of dynamics and strength of machines, PNRPU. E-mail: dpm@pstu.ru.

Vavel A.Yu. – postgraduate student, Department of dynamics and strength of machines, PNRPU. E-mail: alla281@ya.ru.

Citation: Kuznetsova E.V., Kolmogorov G.L., Vavel A.Yu. Tekhnologicheskie ostatochnye napryazheniya pri proizvodstve tsirkonievyykh listov. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 26–31.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-26-31.

Введение

Листовая продукция из циркониевых сплавов востребована в атомной промышленности. В связи с разработкой в последнее время известных международных проектов атомной энергетики актуальным является расчет технологий производства деталей конструкций и оборудования для термоядерных реакторов. В атомной промышленности широко используют Zr-сплавы, так как они обладают высокой коррозионной стойкостью, пластичностью и малым сечением захвата тепловых нейтронов. Из листов этих сплавов толщиной 1–4 мм изготавливают кожухи кассет и каландровых

труб; листы и ленты толщиной 0,3–1,5 мм применяют для дистанционирующих решеток и других деталей кассет, для подвесок ТВЭЛов в кассетах-сборках, а также других деталей, находящихся в активной зоне реактора [1, 2].

Пластическая деформация при прокатке, как известно, сопровождается значительным изменением физико-механических и структурных свойств металла, называемым наклепом. Характер этих изменений зависит от химического состава и структуры металла, степени деформации, ее интенсивности и ряда других факторов. В результате

наклепа повышается сопротивление металлов деформации и снижаются их пластические свойства. В отдельных объемах металла формируются как сжимающие, так и растягивающие остаточные напряжения. Их неблагоприятное распределение приводит к нарушению планшентности и, следовательно, ухудшению качества готовой продукции. Для того чтобы качественно организовать технологический процесс прокатки, необходимо знание распределения остаточных напряжений в зависимости от параметров технологии.

Теоретические основы разработанной методики

Из литературы известны методы и подходы к определению остаточных напряжений [3, 4], однако в большинстве случаев задачи решены для случая изотропности свойств в металлоизделиях. Учет возможной анизотропии свойств при расчете технологических остаточных напряжений является весьма актуальной задачей в случае прокатки циркониевых листовых изделий, для сплавов которых характерна ортогональная анизотропия упругих свойств [1].

В работе [5] развивается энергетический метод оценки остаточных напряжений, в соответствии с которым потенциальная энергия упругих остаточных напряжений (U) определяется как доля (ее характеризует параметр ψ) работы, пошедшей на пластическое деформирование:

$$U = \psi U_d, \quad (1)$$

где U_d — работа, затраченная на пластическую деформацию при производстве изделий.

Работа пластического деформирования для единицы ширины полосы определяется методами механики обработки металлов давлением:

$$U_d = \int_{\varepsilon} \sigma_s d\varepsilon. \quad (2)$$

Здесь σ_s — сопротивление деформации обрабатываемого металла, зависящее от степени пластической деформации ε и описываемое соотношением

$$\sigma_s = \sigma_{s_0} + m\varepsilon^n, \quad (3)$$

где σ_{s_0} — начальный предел текучести материала; m и n — эмпирические коэффициенты, характеризующие деформационное упрочнение при пластическом деформировании [5].

Степень пластической деформации, входящая

в соотношения (2) и (3), определяется как сумма малых последовательных деформаций сдвига, усредненная по сечению заготовки и зависящая от основных технологических параметров процесса прокатки [6]:

$$\varepsilon^{cp} = 1,15 \ln \frac{h_0}{h} + \frac{\operatorname{tg} \alpha}{\sqrt{3}}. \quad (4)$$

Здесь h_0 и h — высота полосы соответственно на входе и выходе; α — угол наклона образующей вала к оси деформирования при прокатке:

$$\operatorname{tg} \alpha = \sqrt{\frac{\Delta \bar{H}}{2 - \Delta \bar{H}}},$$

где $\Delta \bar{H} = \Delta H/R$; $\Delta H = h_0 - h$ — величина обжатия полосы за один проход; R — радиус прокатного вала (рис. 1).

После подстановки (3) в (2) с учетом (4) и интегрирования выражения (2) получаем уравнение для определения работы, затраченной на пластическое деформирование при прокатке с учетом степени и сопротивления пластической деформации, а также механических постоянных сплава:

$$U_d = \sigma_{s_i} \varepsilon_i^{cp} \left(1 + \frac{m(\varepsilon_i^{cp})^n}{n+1} \right) hb, \quad (5)$$

где b — ширина листового изделия (рис. 2); σ_{s_i} и ε_i^{cp} — соответственно сопротивление и степень деформации в i -м переходе при прокатке с учетом суммирования степени деформации по проходам.

Таким образом, в выражении (5) отражено изменение среднего значения σ_s по переходам с учетом деформационного упрочнения и накопления степени деформации.

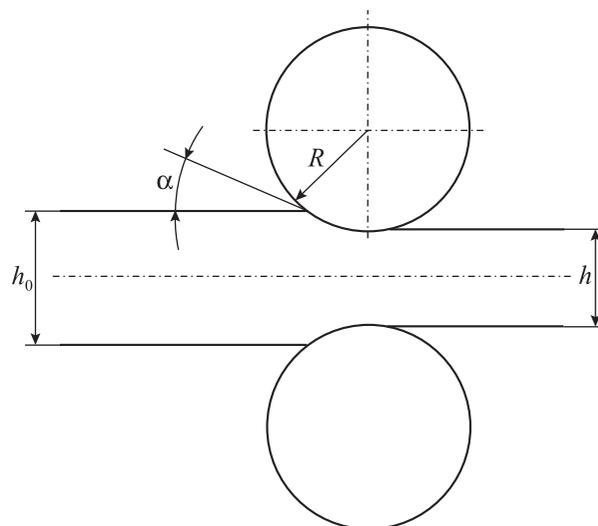


Рис. 1. Схема очага деформации при прокатке

Считая последеформационное состояние в листовых циркониевых изделиях упругим, определим входящую в энергетическое условие (1) потенциальную энергию остаточных напряжений, отнесенную к поперечному сечению для единичного объема (V) заготовки:

$$U = \frac{1}{2} \int_V \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} dV, \quad (6)$$

где σ_{ij} — компоненты тензора остаточных напряжений; ε_{ij} — компоненты тензора упругих деформаций от действия остаточных напряжений.

Далее, решая задачу теории упругости с учетом граничных условий, можно получить соотношения между компонентами тензора остаточных напряжений и основными параметрами технологии с учетом механических свойств материала листа для случая упругой симметрии в ортогональном анизотропном теле.

Закон Гука записываем с использованием технических констант, таких как E_i — модули Юнга при растяжении—сжатии в соответствующих направлениях осей x, y, z ; G_{ij} — модули сдвига для плоскостей, параллельных координатным; ν_{ij} — коэффициенты Пуассона, характеризующие сокращение в направлении одной оси при растяжении в направлении другой (например, ν_{zx} — коэффициент, характеризующий сокращение в поперечном направлении x при растяжении в продольном направлении z) [7–10]:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{1}{E_x} \sigma_x - \frac{\nu_{yx}}{E_y} \sigma_y - \frac{\nu_{zx}}{E_z} \sigma_z, \\ \varepsilon_y &= -\frac{\nu_{xy}}{E_x} \sigma_x + \frac{1}{E_y} \sigma_y - \frac{\nu_{zy}}{E_z} \sigma_z, \\ \varepsilon_z &= -\frac{\nu_{xz}}{E_x} \sigma_x - \frac{\nu_{yz}}{E_y} \sigma_y + \frac{1}{E_z} \sigma_z, \\ \gamma_{xy} &= \frac{1}{G_{xy}} \tau_{xy}. \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

Главные направления в точке могут быть и неравноценными, неэквивалентными. Из 12 упругих постоянных только 9 являются независимыми, так как в силу симметрии матрицы правой части уравнения обобщенного закона Гука всегда имеют место равенства

$$E_x \nu_{yx} = E_y \nu_{xy}, \quad E_y \nu_{zy} = E_z \nu_{yz}, \quad E_z \nu_{zx} = E_x \nu_{xz}.$$

Компоненты тензора напряжений $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ определяются из уравнений равновесия и граничных условий [5]:

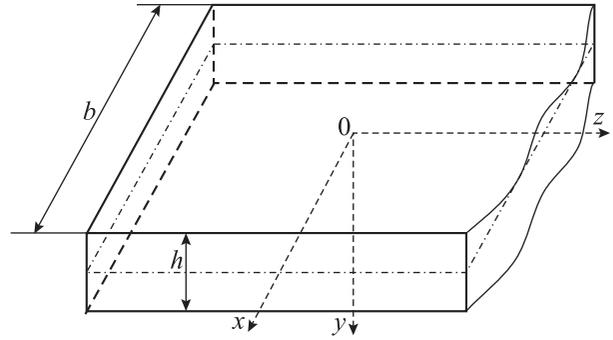


Рис. 2. Геометрические характеристики готового листа

$$\begin{aligned} \sigma_x &= a_0 \left(y^2 - \frac{h^2}{12} \right) \left(\frac{b^2}{4} - x^2 \right), \\ \sigma_y &= \frac{a_0}{3} \left(\frac{b^2}{4} - 3x^2 \right) \left(4y^2 - \frac{h^2}{4} \right), \\ \tau_{xy} &= \frac{4a_0 xy}{3} \left(\frac{b^2}{4} - x^2 \right) \left(y^2 - \frac{h^2}{4} \right), \end{aligned} \quad (8)$$

а осевое напряжение — из допущения об отсутствии осевых деформаций для плоскодеформированного состояния, которое для случая ортотропного материала имеет вид

$$\begin{aligned} \sigma_z &= a_0 E_z \left(\frac{\nu_{xz}}{E_x} \left(y^2 - \frac{h^2}{12} \right) \left(\frac{b^2}{4} - x^2 \right) + \right. \\ &\quad \left. + \frac{1}{3} \frac{\nu_{yz}}{E_y} \left(\frac{b^2}{4} - 3x^2 \right) \left(4y^2 - \frac{h^2}{4} \right) \right), \end{aligned} \quad (9)$$

где a_0 — параметр, определяемый из энергетического условия (1) и характеризующий распределение остаточных напряжений по сечению заготовки.

Выражение (6) для потенциальной энергии после подстановки компонент тензора остаточных напряжений (8) и (9) с учетом закона Гука (7) примет вид

$$U = 10^{-6} a_0^2 b^{14} (j \bar{h}_j + p \bar{h}_p), \quad (10)$$

где

$$\begin{aligned} \bar{h} &= h/b, \\ h_j &= -0,98 \bar{h}^9 + 0,96 \bar{h}^7 - 0,12 \bar{h}^{13} + \\ &\quad + 0,52 \bar{h}^{11} + 0,12 \bar{h}^3 - 0,52 \bar{h}^5, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} h_p &= -0,06 b \bar{h}^3 + 0,31 b \bar{h}^5 + -0,65 \bar{h}^7 + 0,72 \bar{h}^9 - 0,54 \bar{h}^{11}, \\ j &= 1, 2, 3. \end{aligned}$$

Подставляя выражения (5) и (10) в энергетическое условие (1), найдем параметр a_0 , характеризующий распределение остаточных напряжений по толщине листа:

$$a_0 = \frac{10^3}{b^7} \left[\frac{2\psi U_d E_y E_x}{(v_{yx} + v_{zx} v_{yz}) E_x \bar{h}_j + (v_{xy} + v_{zy} v_{xz}) E_y \bar{h}_j + (1 - v_{zy} v_{yz}) \bar{h}_p E_x} \right]^{1/2}. \quad (11)$$

Интеграл в выражении (6) решался с помощью программного комплекса MathCAD (demo-версия).

В уравнение (11) для определения параметра a_0 входят основные механические константы, учитывающие анизотропию свойств материала, геометрические характеристики заготовки, эмпирические коэффициенты упрочнения, а также технологические параметры процесса прокатки. Анализируя выражения (8), (9) с учетом (11) для остаточных напряжений, очевидно, что в сечении полосы имеют место как растягивающие, так и сжимающие остаточные напряжения.

Практическая реализация методики

Найдем величину технологических остаточных напряжений в листах из циркониевого сплава Н-2,5 после прокатки. В Zr-сплавах проявляется ортогональная анизотропия механических свойств, особенно в отношении модуля упругости. Например, для деталей из Zr-сплавов его величина в поперечном направлении, как правило, на 15 % выше, чем в направлении прокатки [11].

Для случая ортогональной анизотропии упругих свойств выражение (10) с учетом соотношения (11) можно записать следующим образом:

$$U = \frac{a_0^2 b^{14}}{10^6} \left(\frac{\bar{h}_x}{E_x} + \frac{(1 - \nu^2) \bar{h}_y}{E_y} \right), \quad (12)$$

тогда

$$a_0 = \frac{10^3}{b^7} \left[\frac{\psi U_d E_y E_x}{E_y \bar{h}_x + (1 - \nu^2) \bar{h}_y E_x} \right]^{1/2}, \quad (13)$$

где

$$\bar{h}_x = 5,4\bar{h}^3 - 23,4\bar{h}^5 + 43,2\bar{h}^7 - 44,1\bar{h}^9 + 23,4\bar{h}^{11} + 5,4\bar{h}^{13},$$

$$\bar{h}_y = 5\bar{h}^5 - 17\bar{h}^7 + 23\bar{h}^9 - 28\bar{h}^{11} + 6\bar{h}^{13}.$$

Зная выражение для параметра a_0 , можно найти значения напряжений по всему объему полосы. В ее сечении имеют место как растягивающие, так и сжимающие остаточные напряжения. Макси-

мальные остаточные напряжения σ_x действуют в центре полосы на ее поверхности ($x = 0, y = \pm h/2$), а максимальные остаточные напряжения σ_y — на боковой поверхности в центре ($x = \pm b/2, y = 0$).

Обсуждение результатов

В работах [11–13], содержащих данные по оценке упругих свойств сплавов циркония, отмечено различие значений модуля упругости в направлении прокатки и поперечном направлении — в последнем случае его величина, как правило, на 10–15 % выше. Модули упругости сплавов Zr–1%Nb и Zr–2,5% Nb при комнатной температуре (соответственно $9,3 \cdot 10^3$ и $9,1 \cdot 10^3$ кгс/мм²) мало чем отличаются от модуля упругости чистого циркония, но несколько меньше, чем у сплавов типа «циркалой». Исследования показали, что ортогональная анизотропия механических свойств Zr-сплавов проявляется, в частности, в отношении модулей упругости, а вот значения коэффициентов Пуассона для подобных сплавов практически не отличаются по направлениям.

Таким образом, с помощью энергетического подхода можно определить остаточные напряжения, формируемые при прокатке полосы в холодном состоянии, например, для деталей из цирко-

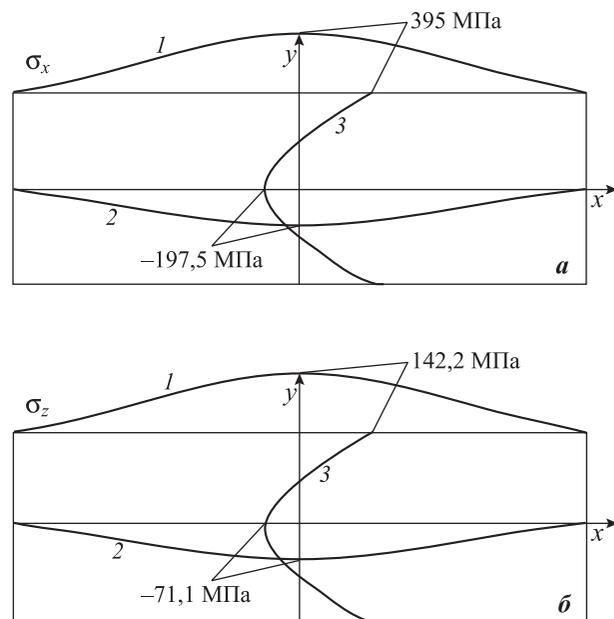


Рис. 3. Распределения поперечных σ_x (а) и продольных σ_y (б) остаточных напряжений в листовых изделиях из циркониевого сплава Zr–2,5%Nb в различных сечениях

1 – на внешней поверхности, 2 – срединной поверхности, 3 – по толщине (в центре)

ниевых сплавов, используемых в оборудовании для ядерных реакторов.

На рис. 3 представлены распределения технологических остаточных напряжений в различных сечениях листовой заготовки из циркониевого сплава Zr–2,5%Nb при $b = 600$ мм, $h = 1,4$ мм, $\epsilon^{cp} = 0,54$, $E_z = 8,3 \cdot 10^3$ кгс/мм², $E_x \approx E_y = 9,1 \cdot 10^3$ кгс/мм², $\nu_{ij} = \nu = 0,31$. Видно, что максимальными остаточными напряжениями являются поперечные растягивающие напряжения σ_x на поверхности в центре полосы, которые в области срединной поверхности принимают отрицательные значения. Продольные напряжения (σ_z) имеют подобный характер распределения, однако их значения ниже в 1,5–2,0 раза. Величины напряжений, действующих по толщине (σ_y), малы по сравнению с продольными и поперечными.

Заключение

Представленная методика определения технологических остаточных напряжений в листовых металлоизделиях после прокатки с учетом параметров процесса прокатного производства и механических свойств материала заготовки реализована для ортогонально-анизотропных материалов. Результаты показали особенности напряженного состояния в металлопрокате из циркониевых сплавов, аналогичные известным из литературы [14–16]. Определены технологические остаточные напряжения после холодной прокатки листовых изделий из циркониевых сплавов, применяемых в атомной промышленности для дистанционирующих решеток и других деталей кассет, подвесок ТВЭЛов в кассетах-сборках, находящихся в активной зоне реактора.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-08-01196).

Литература

1. *Займовский А.С.* Циркониевые сплавы в атомной энергетике. М.: Энергоатомиздат, 1981.
2. *Kolmogorov G., Kuznetsova E., Filippov V.* Residual stresses end accuracy of pipe preparations by manufacture zirconium tubes for the nuclear industry // Proc. 7-th Europ. conf. on residual stresses (ECRS 7). Berlin, 2006. P. 703–708.
3. *Guo X., Leung A.Y.T., Chen A.Y., Ruan H.H., Lu J.* Investigation of non-local cracking in layered stainless steel with

nanostructured interface // Scr. Mater. 2010. Vol. 63. Iss. 4. P. 403–406.

4. *Haghpanah B., Nayeb-Hashemi H., Vaziri A.* Elasto-plastic stresses in a functionally graded rotating disk // ASME J. Eng. Mater. Technol. 2012. Vol. 134. Iss. 2. P. 1–133.
5. *Колмогоров Г.Л., Кузнецова Е.В., Тиунов В.В.* Технологические остаточные напряжения и их влияние на долговечность и надежность металлоизделий. Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2012.
6. *Кузнецова Е.В., Колмогоров Г.Л., Трофимов В.Н., Вавель А.Ю.* О степени пластической деформации при прокатке листов // Прикладная математика, механика и процессы управления: Матер. 2-й Росс. науч.-техн. интернет-конф. (10–15 нояб. 2014 г.). Пермь: ПНИПУ, 2014. URL: <http://pmmppu.pstu.ru/conf2014/>
7. *Лехницкий С.Г.* Теория упругости анизотропного тела. М.: Наука, 1977.
8. *Тимошенко С.П., Гудьер Дж.* Теория упругости. М.: Наука, 1975.
9. *Цветков С.В.* Упругая и пластическая анизотропия // Крупногабаритные трансформируемые космические конструкции и материалы для перспективных ракетно-космических систем: Спецвыпуск. Вестн. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2012. С. 157–163.
10. *Родионова З.Н., Есипенко Л.П., Шестакова Е.Б.* Напряженное состояние трансверсально-изотропного полупространства // Вестн. Вост.-Казах. гос. техн. ун-та им. Д. Серикбаева. 2009. No. 3. С. 37–42.
11. *Ривкин Е.Ю., Родченков Б.С., Филатов В.М.* Прочность сплавов циркония. М.: Атомиздат, 1974.
12. *Никулин С.А.* Циркониевые сплавы для ядерных реакторов. М.: Учеба, 2007.
13. *Arutyunyan A.R., Arutyunyan R.A.* The fatigue fracture criterion based on the latent energy approach // Engineering. 2010. No. 2. P. 318–321.
14. *Webster R.T.* The use of zirconium in plastic sheet, film and fiber production processes // NACE Corrosion 79 (Atlanta, 12–16 March 1979). Paper No. 9.
15. *Мрочек Ж.А.* Остаточные напряжения. Минск: Технопринт, 2003.
16. *Синельников Л.П., Аверин С.А., Панченко В.Л., Евсеев М.В.* Исследование состояния циркониевой трубы и переходников канала СУЗ РБМК-1000 после 26 лет эксплуатации // Сб. докл. 7-й Росс. конф. по реакторному материаловедению (Дмитровград, 8–12 сент. 2003 г.). Заречный: СФ НИКИЭТ, 2003. С. 125–129.

References

1. *Zaimovsky A.S.* Tsirkonievye splavy v atomnoi energetike [Zirconium alloys in the nuclear industry]. Moscow: Energoatomizdat, 1981.
2. *Kolmogorov G., Kuznetsova E., Filippov V.* Residual stresses end accuracy of pipe preparations by manufacture zirconium tubes for the nuclear industry // Proc. 7-th Europ. conf. on residual stresses (ECRS 7). Berlin, 2006. P. 703–708.

- nium tubes for the nuclear industry. In: *Proc. 7-th Europ. conf. on residual stresses (ECRS 7)*. Berlin, 2006. P. 703—708.
3. Guo X., Leung A.Y.T., Chen A.Y., Ruan H.H., Lu J. Investigation of non-local cracking in layered stainless steel with nanostructured interface. *Scr. Mater.* 2010. Vol. 63. Iss. 4. P. 403—406.
 4. Haghpanah B., Nayeb-Hashemi H., Vaziri A. Elasto-plastic stresses in a functionally graded rotating disk. *ASME J. Eng. Mater. Technol.* 2012. Vol. 134. P. 1—133.
 5. Kolmogorov G.L., Kuznetsova E.V., Tiunov V.V. Tehnologicheskie ostatochnye napryazheniya i ih vliyanie na dolgovechnost' i nadezhnost' metalloizdelii [Technological residual stresses and their effect on the longevity and reliability of hardware]. Perm': Izdatel'stvo PNIPU, 2012.
 6. Kuznetsova E.V., Kolmogorov G.L., Trofimov V.N., Vavel A.Yu. O stepeni plasticheskoi deformatsii pri prokatke listov [The degree of plastic deformation during rolling of sheets]. In: *Prikladnaya matematika, mekhanika i protsessy upravleniya* [Applied mathematics, mechanics and management processes]. 2-ya Rossiiskaya nauchno-tehnicheskaya internet-konferentsiya. Perm': PNIPU, 2014. URL: <http://pmpu.pstu.ru/conf2014/>
 7. Lehnitsky S.G. Teoriya uprugosti anizotropnogo tela [The theory of elasticity of an anisotropic body]. Moscow: Nauka, 1977.
 8. Timoshenko S.P., Gud'er Dzh. Teoriya uprugosti [Theory of elasticity]. Moscow: Nauka, 1975.
 9. Tsvetkov S.V. Uprugaya i plasticheskaya anizotropiya [The elastic and plastic anisotropy]. In: *Krupnogabaritnye transformiruemye kosmicheskie konstruksii i materialy dlya perspektivnykh raketno-kosmicheskikh sistem* [The large-size transformed space designs and materials for perspective space-rocket systems]. Vestnik MGTU im. N.Ye. Baumana. Ser. Mashinostroeniye. 2012. P. 157—163.
 10. Rodionova Z.N., Esipenko L.P., Shestakova E.B. Napryazhennoe sostoyanie transversal'no-izotropnogo poluprostranstva [Stress state transversely isotropic half-space]. *Vestnik Vostochno-Kazahstanskogo gosudarstvennogo tehnikeskogo universiteta im. D. Serikbaeva*. 2009. No. 3. P. 37—42.
 11. Rivkin E.Yu., Rodchenkov B.S., Filatov V.M. Prochnost' splavov cirkoniya [The strength of zirconium alloys]. Moscow: Atomizdat, 1974.
 12. Nikulin S.A. Tsirkonievye splavy dlya yadernykh reaktorov [Zirconium alloys for nuclear reactors]. Moscow: Ucheba, 2007.
 13. Arutyunyan A.R., Arutyunyan R.A. The fatigue fracture criterion based on the latent energy approach. *Engineering*. 2010. No. 2. P. 318—321.
 14. Webster R.T. The use of zirconium in plastic sheet, film and fiber production processes. *NACE Corrosion 79* (Atlanta, 12—16 March 1979). Paper No. 9.
 15. Mrochek Zh.A. Ostatochnye napryazheniya [Residual stresses]. Minsk: Tehnoprint, 2003.
 16. Sinel'nikov L.P., Averin S.A., Panchenko V.L., Evseev M.V. Issledovanie sostoyaniya tsirkonievoi trubyy i perehodnikov kanala SUZ RBMK-1000 posle 26 let ekspluatatsii [Investigation of zirconium tubes and adapters CPS channel of RBMK-1000 after 26 years of service]. In: *Sbornik dokladov 7-i Rossiiskoi konferentsii po reaktornomu materialovedeniyu* (Dimitrovgrad, 8—12 Sept. 2003). Za-rechnyi: SF NIKI ET, 2003. P. 125—129.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ АНИЗОТРОПИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ПРОЦЕССЕ ПРОИЗВОДСТВА РАСКАТНЫХ КОЛЕЦ

© 2016 г. В.А. Костышев, Я.А. Ерисов

Самарский государственный аэрокосмический университет (СГАУ)
им. акад. С.П. Королева (национальный исследовательский университет)

Статья поступила в редакцию 10.06.15 г., доработана 16.09.15 г., подписана в печать 22.09.15 г.

Проведен анализ влияния анизотропии механических свойств титановых сплавов на эксплуатационные характеристики кольцевых деталей газотурбинных двигателей (ГТД) с учетом технологического цикла их изготовления. Приводятся необходимые зависимости для определения показателей поперечной деформации при оценке анизотропии при формоизменении. Установлено, что коэффициенты поперечной деформации и прочность металла в процессе формоизменения (ковки и раскатки) возрастают. При этом процесс раскатки способствует появлению трансверсальной изотропии в материале колец. Для оценки влияния величин коэффициентов поперечной деформации на работоспособность конструкции рассмотрено напряженное состояние в полем однородном цилиндре под действием внутреннего и наружного давлений. Эта схема с достаточной степенью достоверности описывает условия работы проставки дисков компрессора ГТД без учета осевых нагрузок. Анализ показал, что при возрастании коэффициентов поперечной деформации допустимое внутреннее давление, воспринимаемое проставкой, увеличивается.

Ключевые слова: раскатка колец, анизотропия механических свойств, материальный тензор, работоспособность, показатели анизотропии.

Костышев В.А. — докт. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением СГАУ (443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34). Тел.: (846) 334-09-04. E-mail: kostyshev@ssau.ru.

Ерисов Я.А. — канд. техн. наук, вед. инженер НИЛ-37 СГАУ. Тел.: (846) 267-46-89. E-mail: yaroslav.erisov@mail.ru.

Для цитирования: Костышев В.А., Ерисов Я.А. Исследование формирования анизотропии механических свойств в процессе производства раскатных колец // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 32–38.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-32-38.

Kostyshev V.A., Erisov Ya.A.

Study of mechanical anisotropy formation in rolled ring production

The effect of titanium alloy mechanical anisotropy on the performance of gas turbine engine (GTE) ring-shaped parts was analyzed with account for their production cycle. Necessary dependencies were provided for transverse strain identification when assessing anisotropy during forming. It was found that both transversal strain coefficients and metal strength increase during the forming process (forging and rolling). In addition, the rolling process facilitates the transversal isotropy occurrence in the ring material. The stress state in a hollow homogenous cylinder under internal and external pressures was examined to evaluate the effect of transverse strain coefficients on the structure functionality. This scheme describes operating conditions of GTE compressor disks spacer with a reasonable degree of certainty while ignoring axial loads. The analysis showed that the allowable internal pressure taken by the spacer increases with the increase of transverse strain coefficients.

Key words: ring rolling, mechanical anisotropy, material tensor, availability, anisotropy values.

Kostyshev V.A. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of metal forming, Samara State Aerospace University (SSAU) (443086, Russia, Samara, Moskovskoe sh., 34). E-mail: kostyshev@ssau.ru.

Erisov Ya.A. — Cand. Sci. (Tech.), senior engineer, NIL-37, SSAU. E-mail: yaroslav.erisov@mail.ru.

Citation: Kostyshev V.A., Erisov Ya.A. Issledovanie formirovaniya anizotropii mekhanicheskikh svoystv v protsesse proizvodstva raskatnykh kolets. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 32–38. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-32-38.

Введение

Быстрое развитие современной авиации требует дальнейшего совершенствования технологических процессов на основе важнейших достижений науки, в том числе и за счет более полного ис-

пользования свойств обрабатываемого материала. В связи с этим необходимы исследования поведения металла при различных стадиях технологической обработки. При этом следует исходить

из того факта, что деформированные заготовки авиационных деталей — листы, трубы, профили, прутки, кольца и т.п. — обладают определенной анизотропией механических свойств, которая во многом зависит от вида технологического процесса получения полуфабрикатов (волочение, прессование, прокатка, раскатка, ковка и т.п.).

Известно, что в основе процесса получения колец раскаткой лежит прокатка. Поэтому, основываясь на факторах, влияющих на текстуру проката и рассмотренных в работах [1—12]:

— граничные условия (состояние поверхности рабочих валков и слитка, форма калибров, смазка валков, температура проката);

— геометрия очага деформации (отношение ширины и длины очага к его высоте);

— механизмы деформации (кристаллографическая ориентировка исходной заготовки, химический состав металла, чередование направлений преобладающей деформации),

можно утверждать, что текстура, а значит, и анизотропия раскатных колец в основном зависят от схемы напряженно-деформированного состояния в очаге деформации, т.е. от наличия высокого или низкого очага деформации. Так как исследованиями [13] установлено, что в случае высокого очага деформации не только снижается (на 10—15 %) средний уровень механических свойств полуфабриката, но и не обеспечивается стабильная текстура вследствие резко неоднородного напряженного состояния в очаге деформации при проработке, то можно утверждать о необходимости создания условий низкого очага деформации. Поэтому цель данной работы — изучение поведения материала при раскатке роторных колец при низком очаге деформации.

Методика исследований

Для исследований изготавливались кольца из горячекатаного прутка сплава ВТ9 диаметром 110 мм. Заготовка из указанного прутка высотой 267 мм ковалась (осадка, прошивка, разгонка по оправке) на кольцевую заготовку с наружным и внутренним диаметрами соответственно 326 мм и 274 мм высотой 85 мм ($\varnothing 326 \times \varnothing 274 \times 85$ мм). Затем это кольцо раскатывалось на раскатной машине модели РМ1200 до размеров $\varnothing 719 \times \varnothing 697 \times 85$ мм. Температура начала деформации под ковку выбиралась на 20 °С выше точки полиморфного превращения, а под раскат — на такую же величину ниже этой точки. Температура конца ковки обеспечи-

валась не меньше 850 °С, нижний температурный предел раскатки — 800 °С. При ковке осуществлялись два подогрева до 960 °С с выдержкой 15—20 мин, при раскатке — один подогрев по этому же режиму. Указанные режимы формоизменения типичны для серийной технологии раската, принятой в СНТК им. Н.Д. Кузнецова (г. Самара). Термообработка проводилась по стандартному режиму.

Для исследования анизотропии механических свойств вырезали образцы по стадиям формоизменения заготовки согласно схеме, приведенной на рис. 1. Испытания проводили на 6 образцах каждого направления. Образцы вырезались фрезой с припуском 0,5 мм на сторону, после чего они подвергались чистовой фрезеровке и полировке.

Форма, размеры и разметка образцов соответствовали рис. 2. Измерения образцов осуществлялись в 5 сечениях. Разметка для замеров деформации рабочей части производилась на делительной машине. Длину, ширину и толщину элементов рабочей части образцов замеряли на инструментальном микроскопе с точностью измерения 0,005 мм, с такой же точностью определяли среднюю арифметическую величину измерения. Замеры пара-

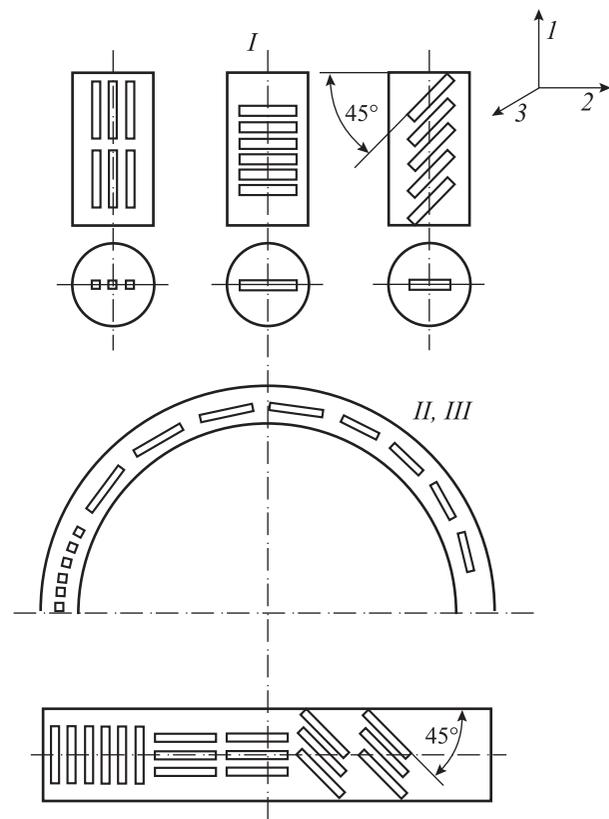


Рис. 1. Схема вырезки образцов из исходного прутка (I) и из кованого (II) и раскатного (III) колец

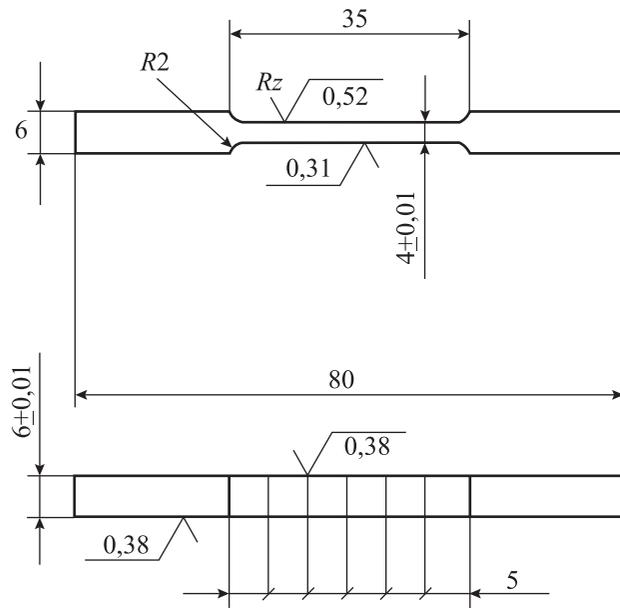


Рис. 2. Образец для исследования анизотропии

метров рабочей части выполняли до и после деформирования образцов. Скорость растяжения образцов соответствовала 10 мм/мин.

Для оценки анизотропии использовались коэффициенты поперечной деформации μ_{ij} , представляющие собой отношение логарифмической деформации по ширине образца (e_b) к деформации по его длине (e_l) [2]:

$$\mu_{ij} = -e_b / e_l, \quad (1)$$

где индекс i соответствует направлению поперечной деформации при линейном растяжении образца вдоль направления j (см. рис. 1).

Для оценки точности эксперимента проводился анализ взаимосвязи между погрешностью вычислений коэффициентов анизотропии $\Delta\mu_{ij}$, точностью измерительного инструмента (η), толщиной (S) и шириной (b) профиля, а также степенью деформации при растяжении (e_l) по методике [14]. Считая погрешности измерения начальных и текущих размеров равными, получили расчетную формулу

$$\frac{\Delta\mu_{ij}}{\mu_{ij}} = \frac{\eta\sqrt{2}}{e_l} \sqrt{\left(\frac{1-\mu_{ij}}{b\mu_{ij}}\right)^2 + \frac{1}{S^2}}. \quad (2)$$

По формуле (2) можно определить величину наименьшей деформации и размеры поперечного сечения, обеспечивающие относительную погрешность при нахождении μ_{ij} в пределах заданной точности, например 5 %. Так, если считать, что μ_{ij} для титановых сплавов соответствует пределам

0,5—0,7 и испытывались образцы шириной $b = 6$ мм, то необходимая точность будет обеспечена при измерении инструментальным микроскопом ($\eta = 0,005$), если толщина материала $S_0 = 4$ мм, а деформация $e_l \geq 4$ %. В этом случае можно применить метод непосредственного замера поперечных сечений образца.

Дальнейшая обработка результатов эксперимента велась методами математической статистики по рекомендациям, изложенным в работе [15]. Сначала вычислялось среднее значение величины (математическое ожидание):

$$\bar{\mu}_{ij} = n^{-1} \sum_{m=1}^n \mu_{ij(m)}, \quad (3)$$

где n — количество вычислительных показателей μ_{ij} по 6 образцам.

Затем определялась среднеквадратическая ошибка единичного результата для n чисел:

$$S_n = \sqrt{\frac{\sum_{m=1}^n (\bar{\mu}_{ij} - \mu_{ij(m)})^2}{n-1}}. \quad (4)$$

Промахи в экспериментах обрабатывались на основании правила Райта:

$$\mu_{ij(m)} - \bar{\mu}_{ij} > 3S_n. \quad (5)$$

Для определения границ доверительного интервала (при том или ином коэффициенте надежности α) использовалась таблица распределения Стьюдента. Необходимые значения коэффициента Стьюдента вычислялись из соотношения

$$t_{\alpha n} = \Delta\mu_{ij} \sqrt{n} / S_n. \quad (6)$$

Величина доверительного интервала выбиралась таким образом, чтобы $\alpha \geq 0,95$. На основании изложенной методики была составлена программа расчета коэффициентов поперечной деформации на ЭВМ.

Характеристики механических свойств (временное сопротивление σ_B , относительное удлинение δ , относительное сужение ψ) определялись в соответствии с ГОСТ 1497 и рассчитывались как среднее арифметическое результатов, полученных при испытании 6 образцов.

Результаты и их обсуждение

Полученные после расчета показатели анизотропии представлены в табл. 1, а характеристики механических свойств — в табл. 2.

Таблица 1
Значения показателей анизотропии
по стадиям обработки колец из сплава ВТ9

Стадии обработки	μ_{21}	μ_{12}	μ_1
Исходный пруток (I)	0,528	0,524	0,526
Кованая заготовка (II)	0,549	0,552	0,551
Раскатное кольцо (III)	0,570	0,556	0,564

Таблица 2
Изменение прочности и пластичности колец
из сплава ВТ9 по стадиям обработки

Стадии обработки	Направление	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Исходный пруток (I)	1	1015	14,8	27,5
	2	1007	13,6	28,3
Кованая заготовка (II)	1	1065	17,9	40,8
	2	1066	18,0	41,2
Раскатное кольцо (III)	1	1100	12,0	29,6
	2	1080	10,8	27,3
Нормы технических условий		≥ 1050	$\geq 8,0$	$\geq 20,0$

Из табл. 1, 2 видно, что коэффициенты поперечной деформации и прочность металла в процессе формоизменения возрастают. Некоторое снижение пластичности раскатных колец объясняется значительной величиной остаточных напряжений, наводимых в процессе раскатки за счет обеспечения температурных условий теплой раскатки.

Незначительное отличие величин коэффициентов поперечной деформации μ_{21} , μ_{12} и μ_1 раскатных колец позволяет утверждать о достаточной однородности материала колец как в тангенциальном, так и в осевом направлениях, т.е., другими словами, процесс раскатки способствует появлению трансверсальной изотропии в материале колец.

Исследованиями установлено [16, 17], что с увеличением деформации до 60–70 %, как правило, у целого ряда сплавов наблюдается стабилизация или стремление к стабилизации показателей анизотропии. В данном случае на раскатных кольцах также имеет место стремление к стабилизации показателей анизотропии (см. табл. 1). Это явление хорошо описано авторами работы [18], которые достаточно полно рассмотрели структуру компонент материального тензора. Ими были даны методы

расчета, которые были использованы в настоящей работе.

Рассмотрим компоненты материального тензора K [18]:

$$\begin{aligned} K_{iii} &= t_0 \left(\frac{2}{3} + k\lambda_i^2 \right), \\ K_{ijj} &= t_0 \left(-\frac{1}{3} + k\lambda_i\lambda_j \right), \\ K_{jjj} &= t_0 / 2, \end{aligned} \quad (7)$$

где t_0 — произвольный множитель; k — скаляр, отражающий природу материала; λ_i — компоненты направляющего тензора, которые лежат в основе показателей анизотропии:

$$\mu_{ij} = -\frac{K_{ijj}}{K_{jjj}} = \frac{1 - 3k\lambda_i\lambda_j}{2 + 3k\lambda_i^2}. \quad (8)$$

Из выражений (7) и (8) следует, что необходимый вид анизотропии можно получить за счет изменения k и λ_i , значения которых можно определить следующим образом:

$$\begin{aligned} k &= \frac{4 \left(\frac{1}{\mu_{21}} + \frac{1}{\mu_{12}} - 1 \right) (1 - \mu_1)}{\left(\frac{1}{\mu_{21}} + \frac{1}{\mu_{12}} - 2 \right) (1 + \mu_1)} - 2, \\ \lambda_1^2 &= \frac{2}{k} \left[\frac{\frac{1}{\mu_{21}} (1 - \mu_1)}{\left(\frac{1}{\mu_{21}} + \frac{1}{\mu_{12}} - 2 \right) (1 + \mu_1)} - \frac{1}{3} \right], \\ \lambda_2^2 &= \frac{2}{k} \left[\frac{\frac{1}{\mu_{12}} (1 - \mu_1)}{\left(\frac{1}{\mu_{21}} + \frac{1}{\mu_{12}} - 2 \right) (1 + \mu_1)} - \frac{1}{3} \right], \\ \lambda_3^2 &= \frac{2}{k} \left[\frac{1 - \mu_1}{1 + \mu_2} - \frac{1}{3} \right]. \end{aligned} \quad (9)$$

Как показано в работе [18], изменение анизотропии происходит, когда скаляр k меняет свой знак. Из выражений (9) видно, что $k \geq 0$ при $\mu_{ij} \leq 0,5$ и $k \leq 0$ при $\mu_{ij} \geq 0,5$. Таким образом, знак скаляра k будет меняться при переходе μ_{ij} через значение 0,5. Для данного случая скаляр k имеет, соответственно стадиям обработки, следующие значения: $k_I = -0,070$; $k_{II} = -0,133$; $k_{III} = -0,167$, т.е. его знак остается без изменения, а следовательно,

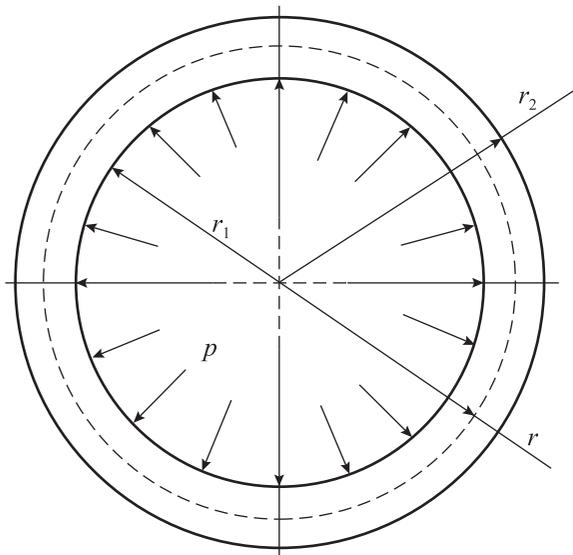


Рис. 3. Схема нагружения роторного промежуточного кольца при эксплуатации на двигателе

анизотропия не претерпевает принципиальных изменений.

Для оценки влияния величин коэффициентов поперечной деформации на работоспособность конструкции рассмотрим напряженное состояние в полем однородном цилиндре под действием внутреннего и наружного давлений. Данная схема с достаточной степенью достоверности описывает условия работы проставки дисков компрессора газотурбинных двигателей без учета осевых нагрузок. Проставка, при условии жесткой заделки, подвержена воздействию внутреннего и наружного давлений (причем внутреннее превышает наружное), а также воздействию центробежных сил и радиальных сил от термического расширения дисков. Результирующие этих сил будут располагаться по схеме, аналогичной распределению напряжений в цилиндре, нагруженном внутренним давлением (рис. 3).

Рабочие напряжения в кольце с учетом анизотропии упругих свойств можно рассчитать по формулам [19]:

$$\sigma_r = \frac{pc^{v+1}}{1-c^{2v}} \left[\left(\frac{r}{r_2} \right)^{v-1} - \left(\frac{r_2}{r} \right)^{v+1} \right],$$

$$\sigma_\theta = \frac{pvc^{v+1}}{1-c^{2v}} \left[\left(\frac{r}{r_2} \right)^{v-1} - \left(\frac{r_2}{r} \right)^{v+1} \right],$$
(10)

где p — внутреннее давление; $c = r_1/r_2$ — отношение внутреннего (r_1) и внешнего (r_2) радиусов сечения; $v = \sqrt{E_\theta/E_r}$ — отношение модулей Юнга в танген-

циальном (E_θ) и радиальном (E_r) направлениях; r — переменный радиус.

Используя уравнения (10) и условие пластичности в виде [20]:

$$\sigma_\theta - \sigma_r = \frac{\sigma_s}{\sqrt{1-\mu_{21}\mu_{12}}},$$
(11)

где σ_s — предел текучести материала, получим формулу для определения давления p на внутренней поверхности кольца:

$$p = \frac{\sigma_s}{\sqrt{1-\mu_{21}\mu_{12}} \left(1 + v \frac{c^{2v} + 1}{c^{2v} - 1} \right)}.$$
(12)

Из анализа формулы (12) очевидно, что при возрастании коэффициентов поперечной деформации μ_{12} и μ_{21} допустимое давление p будет увеличиваться.

Заключение

На основании вышеизложенных результатов исследований можно заключить, что при формирующей обработке кольца, обеспечивающей однородную оптимальную структуру и свойства, эксплуатационная надежность детали возрастает не только за счет повышения прочности металла, но и вследствие более четкого проявления анизотропии свойств при деформации.

Литература

1. Смирнов В.С., Дурнев В.Д. Текстурирование металлов при прокатке. М.: Металлургия, 1971.
2. Гречников Ф.В. Деформирование анизотропных материалов: Резервы интенсификации. М.: Машиностроение, 1998.
3. Гречников Ф.В., Уваров В.В. Энергетическое условие пластичности при разных по величине пределах текучести на сжатие и растяжение // Изв. СЦ РАН. 2008. No. 3. С. 881—883.
4. Гречников Ф.В., Ерисов Я.А. Разработка критерия пластичности для расчетов формоизменения высокотекстурированных анизотропных заготовок // Вестн. СГАУ. 2012. No. 1. С. 94—99.
5. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение микроструктуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002.
6. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. Superplasticity: microstructural refinement and superplastic roll forming // Future-

past: Inc. USA, ISTC Science & Technology Series. 2005. Vol. 3. P. 386.

7. Утяшев Ф.З., Булаков И.А., Гейкин В.А., Морозов В.В., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сухоруков Р.Ю. Научные основы высокоэффективной технологии раскатки осесимметричных деталей ротора газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов // Пробл. машиностроения и надежности машин. 2013. No. 5. С. 96—105.
8. Bewlay B.P., Gigliotti M.F.X., Utyashev F.Z., Kaibyshev O.A. Superplastic roll forming of Ti alloys // *Materials & Design*. 2000. Vol. 21. No. 4. P. 287—295.
9. Bewlay B.P., Gigliotti M.F.X., Hardwicke C.U., Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z., Salischev G.A. Net-shape manufacturing of aircraft engine disks by roll forming and hot die forging // *J. Mater. Process. Technol.* 2003. Vol. 135. No. 2—3. P. 324—329.
10. Ryoo J.S., Yang D.Y., Johnson W. The influence of process parameters on torque and load in ring rolling // *J. Mech. Work. Technol.* 1986. Vol. 12. No. 3. P. 307—321.
11. Allwood J.M., Tekkaya A.E., Stanistreet T.F. The development of ring rolling technology // *Steel Res. Int.* 2005. Vol. 76. No. 2—3. P. 111—120.
12. Johnson W., MacLeod I., Needham G. An experimental investigation into the process of ring or metal tyre rolling // *Int. J. Mech. Sci.* 1968. Vol. 10. No. 6. P. 455—468.
13. Мурзов А.И. К вопросу о проблеме деформации металла, находящегося в зоне валков // *Алюм. сплавы и спец. материалы*. 1977. No. 10. С. 134—143.
14. Кассандрова С.Н., Лебедев В.В. Обработка результатов наблюдения. М.: Наука, 1970.
15. Зайдель А.Н. Ошибки измерений физических величин. Л.: Наука, 1974.
16. Engler O., Hirsch J. Control of recrystallisation texture and texture-related properties in industrial production of aluminium sheet // *Int. J. Mater. Res.* 2009. Vol. 100. No. 4. P. 564—575.
17. Уваров В.В., Арышенский Ю.М., Гречников Ф.В. О возможностях регулирования анизотропии листовых материалов // *Теория и технология обработки металлов давлением: Тр. КуАИ. Куйбышев: КуАИ*, 1977. С. 17—21.
18. Арышенский Ю.М., Калужский И.И., Уваров В.В. Некоторые вопросы теории пластичности ортотропных сред // *Изв. вузов. Авиац. техника*. 1969. No. 2. С. 15—18.
19. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. М.: Наука, 1977.
20. Арышенский Ю.М. Теория листовой штамповки анизотропных материалов. Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 1973.

References

1. Smirnov V.S., Durnev V.D. *Teksturoobrazovanie metallov pri prokatke* [Formation of texture in metals by rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1971.
2. Grechnikov F.V. *Deformirovanie anizotropnykh materialov: Rezervy intensivatsii* [Deformation of anisotropic materials: Intensification reserves]. Moscow: Mashinostroenie, 1998.
3. Grechnikov F.V., Uvarov V.V. Energeticheskoe uslovie plastichnosti pri raznykh po velichine predelakh tekuchesti na szhatie i rastyazhenie [Energy yield criteria at different tensile and compression yield stresses]. *Izv. Samarskogo Nauchnogo Tsentra Ross. Akademii Nauk*. 2008. No. 3. P. 881—883.
4. Grechnikov F.V., Erisov Ya.A. Razrabotka kriteriya plastichnosti dlya raschetov formoizmeneniya vysokoteksturoirovannykh anizotropnykh zagotovok [Development of yield criteria for calculation of forming of highly textured anisotropic blanks]. *Vestnik Samarskogo Gos. Aerokosm. Univ.* 2012. No. 1. P. 94—99.
5. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. *Sverkhplastichnost', izmelchenie struktury i obrabotka trudnodeformiruemyykh spлавov* [Super plasticity, structure refinement and treatment of difficult-to-form alloys]. Moscow: Nauka, 2002.
6. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. Superplasticity: microstructural refinement and superplastic roll forming. *Future-past: Inc. USA, ISTC Science & Technology Series*. 2005. Vol. 3. P. 386.
7. Utyashev F.Z., Burlakov I.A., Geikin V.A., Morozov V.V., Mulyukov R.R., Nazarov A.A., Cukhorukov R.Yu. Nauchnye osnovy visokoeffektivnoi tekhnologii raskatki osesimmetrichnykh detalei rotora gazoturbinnnykh dvigatelei iz zharoprochnykh spлавov [Scientific base of highly effective technology of ring rolling of axisymmetric parts of rotor of gas-turbine engine from super alloys]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin*. 2013. No. 5. P. 96—105.
8. Bewlay B.P., Gigliotti M.F.X., Utyashev F.Z., Kaibyshev O.A. Superplastic roll forming of Ti alloys. *Materials & Design*. 2000. Vol. 21. No. 4. P. 287—295.
9. Bewlay B.P., Gigliotti M.F.X., Hardwicke C.U., Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z., Salischev G.A. Net-shape manufacturing of aircraft engine disks by roll forming and hot die forging. *J. Mater. Process. Technol.* 2003. Vol. 135. No. 2—3. P. 324—329.
10. Ryoo J.S., Yang D.Y., Johnson W. The influence of process parameters on torque and load in ring rolling. *J. Mech. Work. Technol.* 1986. Vol. 12. No. 3. P. 307—321.
11. Allwood J.M., Tekkaya A.E., Stanistreet T.F. The deve-

- lopment of ring rolling technology. *Steel Res. Int.* 2005. Vol. 76. No. 2–3. P. 111–120.
12. Johnson W., MacLeod I., Needham G. An experimental investigation into the process of ring or metal tyre rolling. *Int. J. Mech. Sci.* 1968. Vol. 10. No. 6. P. 455–468.
 13. Murzov A.I. K voprosu o probleme deformatsii metalla, nakhodyashchegosya v zone valkov [Revisiting the problem of metal deformation in the rolls zone]. *Aluminievie splavi i spetsial'nie materialy.* 1977. No. 10. P. 134–143.
 14. Kassandrova O.N., Lebedev V.V. Obrabotka rezul'tatov nablyudenii [Processing of results of observations]. Moscow: Nauka, 1970.
 15. Zaidel A.N. Oshibki izmerenii fizicheskikh velichin [Errors of measuring quantities]. Leningrad: Nauka, 1974.
 16. Engler O., Hirsch J. Control of recrystallisation texture and texture-related properties in industrial production of aluminium sheet. *Int. J. Mater. Res.* 2009. Vol. 100. No. 4. P. 564–575.
 17. Uvarov V.V., Arishenskii Yu.M., Grechnikov F.V. O vozmozhnostyakh regulirovaniya anizotropii listovikh materialov [About the possibilities of controlling anisotropy of sheet materials]. *Teoriya i tekhnologiya obrabotki metallov davleniem: Proceedings of KuAI.* Kuibishev: KuAI, 1977. P. 17–21.
 18. Arishenskii Yu.M., Kaluzhskii I.I., Uvarov V.V. Nekotore voprosi teorii plastichnosti ortotropnikh sred [Some problems of plasticity theory of orthotropic medium]. *Izv. vuzov. Aviatcionnaya tekhnika.* 1969. No. 2. P. 15–18.
 19. Lekhnitskii S.G. Teoriya uprugosti anizotropnogo tela [Elasticity theory of anisotropic body]. Moscow: Nauka, 1977.
 20. Arishenskii Yu.M. Teoriya listovoi shtampovki anizotropnikh materialov [Theory of sheet forming of anisotropic materials]. Saratov: Izdatel'stvo Saratovskogo universiteta, 1973.

ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ СВС ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ IN SITU АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ДИСКРЕТНО АРМИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА ТИТАНА

Обзор

© 2016 г. А.П. Амосов, А.Р. Луц, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин

Самарский государственный аэрокосмический университет (СГАУ)
им. акад. С.П. Королева (национальный исследовательский университет)

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Статья поступила в редакцию 10.06.15 г., доработана 21.09.15 г., подписана в печать 23.09.15 г.

Дан обзор видов и методов получения дискретно армированных алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ), широкое применение которых сдерживается целым рядом нерешенных проблем: высокой стоимостью как армирующих элементов, так и всего технологического процесса изготовления композитов; не всегда достаточным уровнем прочностных свойств, особенно при повышенных температурах; неравномерностью распределения армирующих частиц по объему алюминиевой матрицы, недостаточной прочностью их связи с ней. Обсуждено, какой вклад в решение этих проблем может внести применение процессов *in situ*, в том числе процесса СВС, для получения литых наноструктурных АМКМ. Более детально это показано на конкретном примере композита Al–10%TiC, дискретно армированного наноразмерными частицами карбида титана.

Ключевые слова: композиционный материал, алюминий, расплав, карбид титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

Амосов А.П. – докт. физ.-мат. наук, проф., зав. кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) СГАУ (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34), зав. кафедрой металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов (МПМН) СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: egundor@yandex.ru.

Луц А.Р. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры ТМиАМ СГАУ, доцент кафедры материаловедения и товарной экспертизы СамГТУ. Тел. (846) 333-37-21. E-mail: alya_luts@mail.ru.

Латухин Е.И. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры ТМиАМ СГАУ, доцент кафедры МПМН СамГТУ. Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Ермошкин А.А. – аспирант кафедры МПМН СамГТУ. Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: nerev89@ya.ru.

Для цитирования: Амосов А.П., Луц А.Р., Латухин Е.И., Ермошкин А.А. Применение процессов СВС для получения *in situ* алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 39–49. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-39-49.

Amosov A.P., Lutz A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A.

Application of SHS processes for the production of *in situ* aluminum matrix composites discretely reinforced with nanosized titanium carbide particles. Review

The study reviews forms and methods of discretely reinforced aluminum matrix composites (AMCs) production which cannot be widely applied due to a number of unresolved problems, such as high cost of both reinforcing elements and the entire process of composites production; level of strength properties is not always sufficient especially at high temperatures; uneven distribution of reinforcing particles throughout aluminum matrix, insufficient strength of their bonding with the matrix. The use of *in situ* processes and their potential contribution to the solution of these problems is discussed including SHS process for the production of cast nanostructured AMCs. A specific example of Al–10%TiC composite discretely reinforced with nanosized titanium carbide particles illustrates this in detail.

Key words: composite material, aluminum, melt, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis.

Amosov A.P. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), prof., head of Department of metals technology and aviation materials science of Samara State Aerospace University (SSAU) (443086, Russia, Samara, Moskovskoe shosse, 34), head of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials of Samara State Technical University (SSTU) (443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244). Tel.: (846) 242-28-89. E-mail: egundor@yandex.ru.

Luts A.R. – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Department of metals technology and aviation materials science of SSAU, associate prof. of Department of materials science and commodity expertise of SSTU. Tel.: (846) 333-37-21. E-mail: alya_luts@mail.ru.

Latukhin E.I. – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Department of metals technology and aviation materials science of SSAU, associate prof. of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials of SSTU. Tel.: (846) 242-28-89. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Ermoshkin A.A. – postgraduate of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials of SSTU. E-mail: nerev89@ya.ru.

Citation: Amosov A.P., Lutz A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A. Primenenie protsessov SHS dlya polucheniya *in situ* alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, diskretno armirovannykh nanorazmernymi chastitsami karbida titana: Obzor. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 39–49. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-39-49.

Введение

Значительный интерес к алюмоматричным композиционным материалам (АМКМ), в первую очередь в транспортном машиностроении, обусловлен их малой плотностью, высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, демпфирующей способностью и хорошими технологическими свойствами [1–3]. Они занимают первое место по объему применения среди металломатричных композитов и используются в автомобилестроении для изготовления поршней дизельных двигателей (Toyota), цилиндрических вкладышей (Honda Prelude), ведущего вала (General Motors), дисков заднего тормоза (Plymouth Prowler, Lotus Elise, Volkswagen Lupo) и многих других изделий, а также в авиастроении — для изготовления крышек люков, конструктивных элементов фюзеляжа, механических и гидравлических систем и т.д. При этом наиболее широко используются АМКМ, дисперсно армированные керамическими частицами оксида алюминия Al_2O_3 и карбида кремния SiC [4–6]. Дисперсно армированные КМ выгодно отличаются от волокнистых и слоистых изотропией своих свойств, универсальностью и сравнительной простотой технологии изготовления с возможностью применения автоматизации. Введение в структуру пластичных сплавов алюминия тугоплавких, высокопрочных и высокомодульных керамических частиц, не растворяющихся в матричном металле, обеспечивает высокие механические свойства, в том числе в условиях действия повышенных температур (до 500 °С), при сохранении малого удельного веса и других свойств алюминия.

Однако более широкое использование АМКМ сдерживается целым рядом нерешенных проблем. К ним относится высокая стоимость как армирующих элементов, в том числе и порошковых, так и всего технологического процесса изготовления композитов [6]. Необходимо повышать уровень прочностных свойств АМКМ, так как он часто оказывается недостаточным, особенно при повышенных температурах. Для этого необходимо увеличивать равномерность распределения армирующих частиц по объему алюминиевой матрицы, их смачиваемость алюминием, прочность связи (адгезию) с матрицей [7, 8]. Прочность композита может быть повышена также за счет регулирования параметров дисперсности: роста объемной доли или уменьшения размеров армирующих час-

тиц [9]. Однако надо иметь в виду, что увеличение объемной доли керамических частиц микрометрового размера от 0,5 до 50 мкм для армирования алюминиевых сплавов наряду с положительными эффектами приводит и к таким недостаткам, как низкая трещиностойкость, невысокие твердость и прочность при повышенных температурах, плохая механическая обрабатываемость [10].

Значительно более перспективным выглядит другое направление повышения прочности АМКМ — уменьшение размеров армирующих частиц, переход к использованию наночастиц вместо частиц микрометрового размера. В связи с этим в последние годы особое внимание уделяется получению алюмоматричных композиционных сплавов с наноразмерными частицами армирующей фазы (от 1 до 100 нм) [11–14]. В работе [14] приводятся наиболее часто применяемые тугоплавкие керамические соединения для формирования наноразмерной упрочняющей фазы: оксиды (Al_2O_3 , Y_2O_3), карбиды (SiC, TiC), нитриды (Si_3N_4 , AlN), гидриды (TiH_2) и бориды (TiB_2). Например, введение в алюминиевый расплав всего 1 % наноразмерных частиц Al_2O_3 позволяет повысить механические свойства композиционного сплава на такой же уровень, как и при введении 10 % микрометровых (13 мкм) частиц SiC [11]. Уникальное повышение механических характеристик даже при малых объемах вводимых наночастиц объясняется действием других механизмов упрочнения, чем в случае частиц микрометровых размеров: распределением нагрузки между пластичной матрицей и твердыми частицами, причем увеличение механических свойств прямо пропорционально зависит от объемной доли последних [14]; упрочнением Петча-Холла, определяемым ролью нанодисперсных частиц как центров кристаллизации сплава [15]; действием механизма Орована, суть которого в том, что сопротивление сдвигу возрастает с уменьшением расстояния между частицами [16]; несовпадением коэффициента термического расширения и модуля упругости между упрочняющими частицами и материалом матрицы во время охлаждения материала, что приводит к образованию дополнительных дислокаций в объеме сплава [14]; совокупным действием всех этих механизмов. Следует подчеркнуть, что использование наноразмерных армирующих частиц может помочь решить еще одну очень важную проблему АМКМ — их сравнительно малые пластичность и трещиностойкость, особенно при повышенных значениях прочности [17].

Цель настоящей обзорной работы — на основе анализа публикаций последних лет по методам получения и исследованию свойств АМКМ показать, какой вклад в решение перечисленных проблем может внести применение процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для получения *in situ* алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана. Выбор карбида титана TiC обусловлен тем, что он не так детально изучен в качестве армирующей фазы по сравнению с оксидом алюминия (Al_2O_3) и карбидом кремния (SiC), а также тем, что TiC — единственный из применяемых в настоящее время порошковых армирующих компонентов, который имеет кристаллическую решетку ГЦК, совпадающую с решеткой α -Al и отличающуюся от нее размером всего на 6,93 % [18]. Вследствие этого соблюдается известный принцип структурного и размерного соответствия П.Д. Данкова, согласно которому при охлаждении расплава частицы TiC, обладающие наиболее высокой температурой плавления 3433 К, могут служить центрами кристаллизации (инокуляторами) для алюминиевых сплавов. Кроме того, частицы TiC могут формировать барьеры на пути растущих кристаллов алюминиевых сплавов, тормозя их рост в охлаждающемся расплаве. В результате действия обоих механизмов измельчения структурных составляющих сплавов частицы карбида титана обладают сильным модифицирующим действием, повышая прочностные и пластические свойства алюминиевых сплавов. Считается, что лигатура системы Al—Ti—C может эффективно заменить широко распространенную лигатуру системы Al—Ti—B [19]. Имея наиболее высокие прочность, твердость, термодинамическую стабильность, частицы TiC могут придать композициям системы Al—TiC комплекс свойств, превосходящий все другие дисперсно армированные системы на алюминиевой матрице [20].

Методы получения АМКМ

Способы производства АМКМ, упрочненных наноразмерными керамическими частицами, подразделяют на твердо- и жидкофазные, в зависимости от состояния матричного металла [1, 6].

К твердофазным методам изготовления АМКМ относятся методы порошковой металлургии, механического легирования в высокоэнергетических

размольных агрегатах, трения с перемешиванием поверхностных слоев и диффузионной сварки. Эти методы позволяют использовать сравнительно большие объемы армирующей фазы, которая к тому же может быть плохо смачиваема расплавом алюминия, избежать образования нежелательных хрупких фаз при реагировании наполнителя с расплавом, добиться равномерного распределения армирующих частиц в матрице, но применение этих методов в настоящее время ограничено высокой стоимостью, связанной в основном со сложностью и энергозатратностью процесса получения [6].

Жидкофазные методы на сегодняшний день признаны гораздо более доступными и эффективными, так как позволяют использовать простейшее и недорогое оборудование литейного производства [1, 4, 6]. Кроме того, литые композиты по сравнению с «твердофазными» обладают более сильной адгезионной межфазной связью, необходимой для придания высоких механических свойств конечным АМКМ [7]. При этом важную роль играет применение флюса, который на поверхности раздела Al-расплава с частицей TiC растворяет поверхностные оксиды, и Al кристаллизуется на чистой, свежей поверхности TiC [7]. Жидкофазное соединение компонентов композиционных сплавов может осуществляться как введением готовых армирующих частиц в матричный расплав (*ex situ*), так и за счет проведения химической реакции синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве (*in situ*). Самый распространенный *ex situ* метод — механическое замешивание дисперсных частиц в жидкометаллическую ванну с помощью специальных устройств [1, 4, 6]. В этом случае свойства АМКМ определяются не только природой, объемной долей, формой наночастиц и их взаимодействием с матрицей, но и такими технологическими факторами, как режимы замешивания, соотношение объемов твердой и жидкой фаз в процессе замешивания, вид подготовки частиц перед введением в расплав и пр. Следует отметить, что реализация этого способа зачастую сопряжена с рядом трудностей технологического характера, связанных, например, с плохой смачиваемостью вводимых наночастиц расплавом и их склонностью к «комкованию», приводящей к недостаточному уровню адгезионной связи между матрицей и армирующей фазой [21]. Кроме того, в процессе активного механического перемешивания происходят

сильное газонасыщение и окисление матричного расплава, что приводит к повышенной пористости композиционных отливок. И хотя существует немало предложений по преодолению указанных технологических проблем (например, ввод частиц струей инертного газа [22] или воздействие ультразвуковой кавитации на расплав [23]), все же вопросы о влиянии количества, фазового состава и условий введения в расплав наночастиц остаются нерешенными и находятся в стадии открытой дискуссии [24].

В случае методов *in situ* при проведении химических реакций синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве обеспечиваются высокая термодинамическая стабильность, более плотный контакт и хорошая связь (адгезия) между фазами композиционного сплава, так как эти фазы не вносятся извне с поверхностями, обычно загрязненными оксидами и адсорбированными газами, и влагой, а образуются непосредственно в объеме расплава, не контактируют с атмосферой, не содержат влаги и имеют свежие чистые поверхности [8, 9]. При получении *in situ* композита Al—TiC в расплаве алюминия осуществляют разнообразные химические реакции синтеза TiC. Это может быть синтез с использованием как чистого металлического титана ($Ti + C$), так и его солей ($TiO_2 + C$; $K_2TiF_6 + C$), причем в случае солей размер синтезируемых частиц TiC может быть значительно меньше [8, 25, 26]. Основным недостатком методов *in situ* может быть неравномерное распределение синтезированных армирующих частиц в матрице — они образуют скопления и агломераты по границам зерен алюминиевого матричного сплава [8, 19, 26, 27]. Для преодоления этого недостатка используются такие приемы, как ультразвуковая обработка расплава при синтезе АМКМ или последующее пластическое деформирование полученного слитка АМКМ (ковка или прокатка, особенно при различной скорости вращения валков) [26, 28, 29].

Литые АМКМ перспективны для широкого практического применения в различных областях, однако объемы их промышленного использования пока не адекватны их технико-эксплуатационным возможностям. В значительной степени это связано с несовершенством технологии получения литых АМКМ с дискретным армированием керамическими нанопорошками, а также высокой стоимостью этих нанопорошков [4, 30].

Применение процесса СВС для получения *in situ* АМКМ

Заметный вклад в решение указанных выше проблем может внести использование достижений простой энергосберегающей порошковой технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза твердых химических соединений (карбидов, боридов, нитридов, оксидов и др.) и материалов на их основе [31]. Как показано в работе [32], процесс СВС может быть применен для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами, по трем направлениям: 1) синтез менее дорогих керамических нанопорошков для последующего их ввода в матричный расплав (*ex situ*); 2) ввод готовых керамических наночастиц в матричный расплав (*ex situ*) с использованием процесса СВС, создающего большой градиент температуры и химического потенциала и этим способствующего смачиванию и равномерному распределению наночастиц; 3) синтез недорогих армирующих керамических наночастиц непосредственно в расплаве алюминия (*in situ*) с обеспечением их хорошей адгезии к матрице.

Анализ первого направления представлен в работе [33] на примере применения нанопорошковой продукции азидной технологии СВС для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов *ex situ*. Второе направление еще ждет своего подробного исследования. Третье направление анализируется в настоящей работе.

В 1991 г. были опубликованы полученные в СамГТУ первые результаты по осуществлению процесса СВС в расплаве алюминия для получения модифицирующих лигатур. Стехиометрические смеси порошков алюминия и переходных металлов ($3Al + Ti$) или ($3Al + Zr$) прессовались в брикеты и вводились в расплав. Нагрев в расплаве приводил к возникновению процесса СВС в брикетах с искро- и газовыделением из расплава и образованием интерметаллидов $TiAl_3$ или $ZrAl_3$, которые интенсивным размешиванием распределялись по объему расплава в виде частиц интерметаллидов с размером от 5 до 20 мкм (*in situ* образование частиц интерметаллидов в расплаве) [34].

В дальнейших работах была исследована возможность применения процесса СВС для получения *in situ* алюминиевых сплавов более сложного состава — в первую очередь, широко используемой

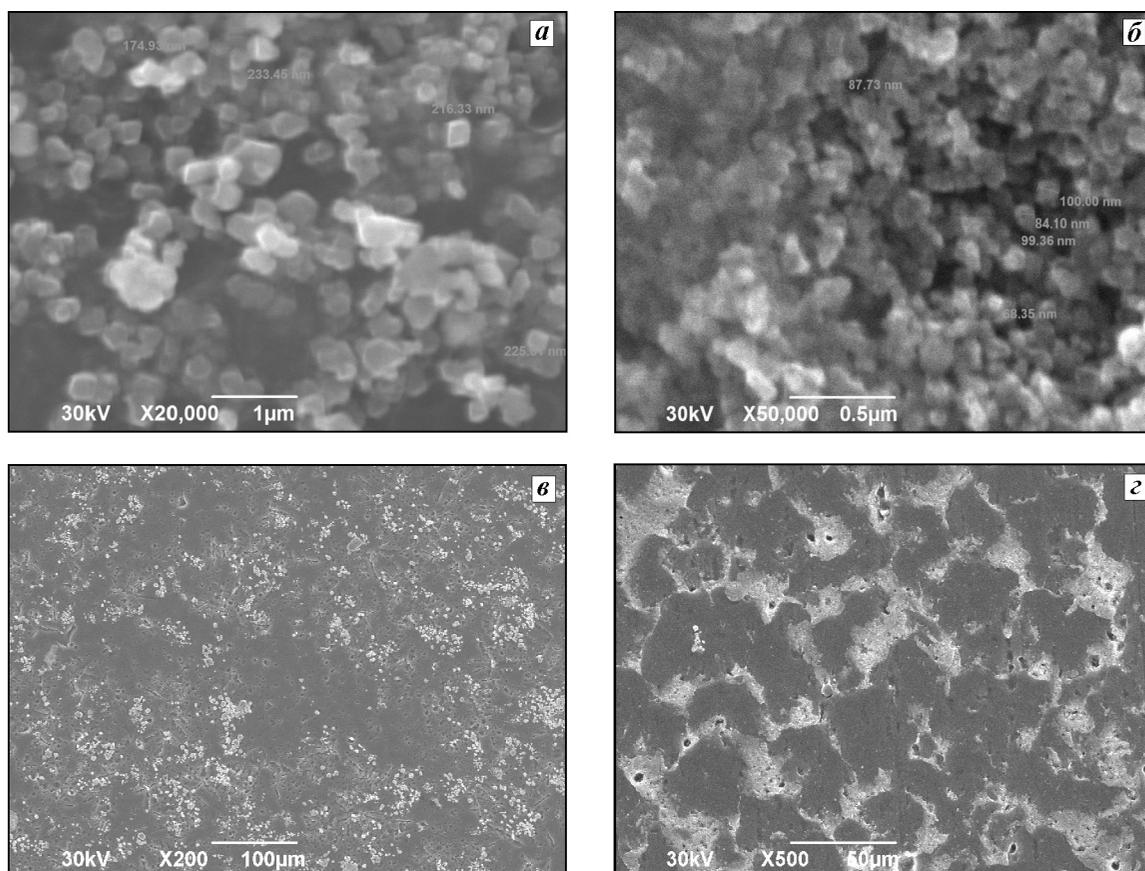
модифицирующей лигатуры состава Al–5%Ti–1%B (здесь и далее приводятся мас.%). Порошки алюминия, титана и бора смешивались в стехиометрическом соотношении и в насыпном виде в алюминиевой фольге вводились в расплав алюминия для осуществления СВС-реакции $3Al + 2Ti + 2B = TiAl_3 + TiB_2$ [35].

Систематические исследования возможности применения процесса СВС для получения *in situ* алюмоматричных композитов Al–TiC проводятся в СамГТУ с 2001 г. Использование стехиометрической смеси порошков титана и углерода с добавлением в качестве флюса криолита Na_3AlF_6 в количестве 0,1 % от массы плавки позволило реализовать процесс СВС в расплаве алюминия с температурой 900 °С для получения *in situ* композиционного сплава Al–TiC с массовой долей до 20 % армирующей фазы в виде большого количества включений TiC размером ~2÷4 мкм [36, 37]. Сплав с содержанием 10 % TiC показал наилучшее сочетание механических свойств, поэтому дальнейшие исследования проводились в направле-

нии применения классических приемов нанотехнологии СВС с целью увеличения дисперсности карбидной фазы в композите Al–10%TiC. К таким приемам относятся разбавление шихты инертными добавками, замена исходных порошков чистых элементов на их прекурсоры, т.е. химические соединения, использование флюсов и т.д. [38].

В работе [39] исследовалось влияние на дисперсность синтезируемой *in situ* в расплаве алюминия фазы карбида титана TiC таких факторов, как дисперсность порошка титана в исходной СВС-смеси Ti + C, добавление флюса и порошка алюминия в исходную СВС-смесь, замена части металлического порошка Ti на галоидную титансодержащую соль Na_2TiF_6 .

Было показано, что применение таких простых технологических приемов, как использование хлоридсодержащего флюса MX3 (30–35 % NaCl, 52–57 % KCl, 10–13 % Na_2SiF_6) в количестве 0,1 %, крупной фракции 100–240 мкм порошка титана марки ТПП-7 и добавление порошка алюминия марки ПА-4 в количестве 5 %, позволяет на поря-



Микроструктура образцов сплава Al–10%TiC, синтезированных на основе СВС-смесей
а, в – 100%(Ti + C) + 5%Al + 0,1% Na_3AlF_6 ; **б, г** – 80%Ti + 20% Na_2TiF_6 + C

док уменьшить размер синтезируемых в расплаве алюминия частиц карбидной фазы с 2–4 мкм до 0,17–0,35 мкм, т.е. достичь уровня ультрадисперсной армирующей фазы в литом композите Al–10%TiC. А замена металлического титана в составе СВС-смеси в количестве 20 % на галоидную титансодержащую соль Na_2TiF_6 дает возможность синтезировать в расплаве наночастицы карбида титана размером менее 100 нм, т.е. достичь уровня нанодисперсной армирующей фазы в этом композите. Подтверждением этому могут служить микроструктуры образцов, представленные на рис. а, б, где указаны размеры частиц TiC [39]. Однако из рис. в, г при меньшем увеличении видно, что ультрадисперсные и наноразмерные частицы TiC распределены неравномерно по объему композита — они в виде скоплений частиц концентрируются в основном по границам зерен алюминиевого сплава, что соответствует результатам других работ [8, 19, 26, 27].

В частности, такое распределение является характерным для модифицирующей лигатуры Al–Ti–C с субмикрометровыми частицами TiC, обладающей при этом хорошими модифицирующими свойствами [19, 40]. Это дает возможность рассматривать полученные образцы не только как композиционный сплав, но и как модифицирующую лигатуру. Рентгенофазовый анализ показал наличие в полученных образцах только двух фаз — Al и TiC [39]. Но в ходе дальнейших исследований обнаружилось, что образцы, полученные с 20 % соли Na_2TiF_6 , могут содержать до 10 % примесной фазы соли хиолита $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ [41]. Наличие этой соли в роли флюса может быть полезным при использовании композита Al–10%TiC как модификатора алюминиевых сплавов, но может ухудшать свойства композита при его использовании в качестве конструкционного материала.

Свойства наноструктурных СВС-композитов Al–10%TiC

В дополнение к результатам работы [39] приведем коррозионные и механические характеристики композиционных сплавов Al–10%TiC, полученных по методике, изложенной в работе [39]. СВС-шихту в виде смеси порошков в алюминиевой фольге вводили в расплав алюминия марки А7 с температурой 900 °С. При проведении всех плавок наблюдалась стабильно интенсивная реакция СВС карбида титана с искро- и газовыделением, с

увеличением температуры расплава в ходе реакции до 1250 °С. После окончания синтеза расплав заливали в вафельную чугунную изложницу. Для осуществления испытаний на коррозионную стойкость из слитков изготавливали плоские образцы размерами 40×10×4 мм с отверстием под захват, которые помещались в кюветку с агрессивной средой. Продолжительность испытания в модельной среде H_2S составляла 100 ч, при этом кислотность среды поддерживалось $\text{pH} \sim 4,5$, концентрация сероводорода составляла порядка 800 мг/л. После испытания образцы повторно взвешивались и рассчитывалась скорость коррозии. Пределы прочности и текучести, относительные удлинение и сужение определялись по диаграммам растяжения образцов композиционного сплава Al–10%TiC на разрывной машине Р-5 (длина рабочей части образца — 35 мм, диаметр — 5 мм). Твердость образцов по Бринеллю определялась на твердомере ТШ-2М при нагрузке 102,6 кг (диаметр шарика — 2,5 мм, время нагружения — 20 с).

Результаты исследований коррозионных и механических характеристик композитов Al–10%TiC приведены в табл. 1, 2. Образцы, синтезированные на основе шихты $\text{Ti} + \text{C} + 5\% \text{Al} + 0,1\% \text{Na}_3\text{AlF}_6$, обозначены символом (*), а с использованием шихты $80\% \text{Ti} + \text{C} + 20\% \text{Na}_2\text{TiF}_6$, — символом (**).

Очевидно, что наличие частиц карбида титана повышает коррозионную стойкость сплавов, поскольку наблюдаемая у них средняя скорость коррозии значительно меньше, чем у чистого алюминия (см. табл. 1). В соответствии с работой [42] это может быть объяснено наличием скоплений инертных керамических частиц по границам зерен, препятствующих межкристаллитной коррозии. Присутствие в образцах с символом (**) примесной фторсодержащей соли $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ отрицательно сказывается на коррозионной стойкости, так как скорость коррозии при этом увеличивается.

Из табл. 2 следует, что армирование ультрадисперсными и наноразмерными частицами карбида титана повышает прочностные характеристики композита Al–10%TiC в 2,5–2,9 раза по сравнению с чистым алюминием, в то время как армирование микрометровыми частицами карбида титана (2–4 мкм) СВС-композита Al–10%TiC — всего лишь в 1,5–1,7 раза по сравнению с чистым алюминием [37]. При этом одновременно уменьшаются характеристики пластичности. Сопротивление материала пластической деформации пропорционально

Таблица 1
Результаты эксперимента и расчета скорости коррозии

Состав образца	Масса, г			Потеря массы на единицу площади, г/м ²	Скорость коррозии, г/(м ² ·ч)	Средняя скорость коррозии, г/(м ² ·ч)
	начальная	после испытаний	Δ			
Al (A7)	4,31190	4,30900	0,00290	2,417	0,025	0,022
	4,31170	4,30940	0,00230	1,917	0,020	
Al–10%TiC*	4,41480	4,41420	0,00060	0,500	0,005	0,005
	4,45450	4,45380	0,00070	0,583	0,006	
Al–10%TiC**	4,66340	4,66130	0,00210	1,750	0,018	0,016
	4,61070	4,60900	0,00170	1,417	0,015	

Таблица 2
Механические свойства исходного алюминия и сплавов Al–10%TiC

Состав	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_T, \sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость по Бринеллю $HB \cdot 10^{-1}$, МПа	Модуль упругости E , МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²	Сопротивление пластической деформации, H^3/E^2 , МПа
Al (A7)	81	67	9,4	20,0	25,0	7279	–	0,29
Al–10%TiC*	233	172	3,3	2,8	84,9	7839	3,4	9,96
Al–10%TiC**	206	155	3,8	2,4	84,9	7643	9,4	10,5

соотношению H^3/E^2 [43], максимальное значение которого получено при минимальном размере частиц и, соответственно, наибольшей доле границ раздела фаз. Видно также, что образцы (**) с меньшим размером частиц обладают почти в 3 раза большей ударной вязкостью по сравнению с образцами (*).

Относительное удлинение композита Al–10%TiC при разрушении (3,3–3,8 %) значительно меньше (см. табл. 2), чем матричного металла (9,4 %). Такое снижение пластичности весьма характерно для АМКМ. Но в недавно опубликованной работе [17] были представлены необычные с точки зрения пластичности АМКМ результаты для композита Al–5%Cu–0,5%TiC. Он был получен растворением при 800 °С в сплаве Al–5%Cu нанолитатуры Al–TiC, предварительно синтезированной методом СВС при сжигании смеси порошков Al и Ti с углеродными нанотрубками в вакууме. Нанокompозит Al–5%Cu–0,5%TiC показал наряду с повышенной прочностью 540 МПа уникальную пластичность $\delta = 19\%$, которая оказалась почти в 3 раза выше, чем у исходного матричного сплава Al–5%Cu с показателями 485 МПа и 6,6 % соответственно. Такая пластичность необычна для АМКМ, правда, при значительно больших содержаниях армирующей фазы.

Приведенные факты улучшения механических свойств наряду с простотой исполнения, малой длительностью и энергосбережением свидетельствуют о несомненной целесообразности применения процессов СВС для получения композиционных сплавов методом *in situ*.

Заключение

Проведенный обзор показывает, что дисперсно армированные алюмоматричные композиты весьма привлекательны из-за своих свойств для применения в транспортном машиностроении, но их широкое применение сдерживается целым рядом нерешенных проблем. К ним относятся: высокая стоимость как армирующих элементов, так и всего технологического процесса изготовления композитов; не всегда достаточный уровень прочностных свойств, особенно при повышенных температурах; неравномерность распределения армирующих частиц по объему алюминиевой матрицы, недостаточная прочность их связи с матрицей. Эти проблемы могут быть решены за счет применения *in situ* процессов, в том числе процесса СВС, для получения литых наноструктурных АМКМ. Проведение процесса СВС в расплаве алюминия при температуре 900 °С позволяет получать *in situ*

композиты Al—10%TiC, дискретно армированные наноразмерными частицами карбида титана (менее 100 нм). Присутствие наноразмерной керамической фазы TiC приводит к повышению как коррозионной стойкости (в 1,4—4,4 раза), так и механических свойств (предела прочности — более чем в 2,5 раза, твердости — более чем в 3 раза) по сравнению с исходным алюминием. Такое повышение прочностных свойств значительно больше, чем в случае армирования алюминия частицами TiC микрометрового размера (в 1,5—1,7 раза) при одинаковом содержании армирующей фазы (10 %).

При получении наноструктурных СВС-композитов остаются не до конца решенными такие вопросы, как возможность присутствия в составе конечного композита остатков непрореагировавшей шихты и примесных солей, неравномерность распределения наночастиц TiC по объему композита, их скопление по границам зерен. Поэтому дальнейшие исследования использования процесса СВС в расплаве алюминия для получения *in situ* наноструктурных алюмоматричных композитов целесообразно проводить в направлении получения большей равномерности распределения керамических наночастиц и расширения номенклатуры применяемых компонентов (флюсов, галоидных солей, матричного алюминиевого сплава).

Работа выполнена при государственной поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации мероприятий Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013—2020 гг.

Литература

1. *Karl U. Kainer*. Metal matrix composites. Weinheim: Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
2. *Adebisi A.A.* Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis // *Int. J. Autom. Mech. Eng.* 2011. Vol. 4. P. 471—480.
3. *Курганова Ю.А., Фетисов Г.П., Гаврилов Г.Н.* Композиционные материалы в авиации и их прогнозирование // *Технол. металлов.* 2015. No. 1. С. 22—25.
4. *Панфилов А.В.* Современное состояние и перспективы развития литых дискретно-армированных алюмоматричных композиционных материалов // *Литейщик России.* 2008. No. 7. С. 23—28.
5. *Singh H., Sarabjit, Jit N., Tyagi A.K.* An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties // *J. Eng. Res. Stud.* 2011. Vol. 2. P. 72—78.
6. *Rana R.S., Purohit R., Das S.* Review of recent studies in Al matrix composites // *Int. J. Sci. Eng. Res.* 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1—16.
7. *Kennedy A.R., Wyatt S.M.* Characterising particle-matrix interfacial bonding in particulate Al—TiC MMCs produced by different methods // *Composites. A.* 2001. Vol. 32. No. 3—4. P. 555—559.
8. *Jerome S., Ravisankar B., Mahato P.K., Natarajan S.* Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al—TiC composites // *Tribol. Int.* 2010. Vol. 43. No. 11. P. 2029—2036.
9. *Song I.H., Kim D.K., Hahn Y.D., Kim H.D.* Synthesis of in-situ TiC—Al composite by dipping exothermic reaction process // *Met. Mater. Int.* 2004. Vol. 10. No. 3. P. 301—306.
10. *Borgonovo C., Apelian D., Makhlouf M.M.* Aluminum nanocomposites for elevated temperature applications // *JOM.* 2011. Vol. 63. No. 2. P. 57—64.
11. *Tjong S.Ch.* Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties // *Adv. Eng. Mater.* 2007. Vol. 9. No. 8. P. 639—652.
12. *Camargo P.H.C., Satyanarayana K.G., Wypych F.* Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities // *Mat. Res.* 2009. Vol. 12. No. 1. P. 1—39.
13. *Круиенко Г.Г.* Роль частиц нанопорошков при формировании структуры алюминиевых сплавов // *Металлургия машиностроения.* 2011. No. 1. С. 20—24.
14. *Casati R., Vedani M.* Metal matrix composites reinforced by nano-particles: Review // *Metals.* 2014. No. 4. P. 65—83.
15. *Sanaty-Zadeh A.* Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall—Petch effect // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. 531. No. 1. P. 112—118.
16. *Zhang Z., Chen D.L.* Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 483. P. 148—152.
17. *Zhou D., Qiu F., Jiang Q.* The nano-sized TiC particle reinforced Al—Cu matrix composite with superior tensile ductility // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. Vol. 622. P. 189—193.
18. *Курдюмов А.В., Пикунев М.В., Чурсин В.М., Бибиков В.Л.* Производство отливок из сплавов цветных металлов. 2-е изд. М.: МИСИС, 1996.
19. *Vinod Kumar G.S., Murty B.S., Charabarty M.* Development of Al—Ti—C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al—7Si alloy // *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 396. No. 1—2. P. 143—150.

20. *Михеев Р.С., Чернышова Т.А.* Дискретно армированные композиционные материалы системы Al—TiC // Загот. пр-ва в машиностроении. 2008. No. 11. С. 44—53.
21. *Крушенко Г.Г.* Средства и технологии увеличения содержания нанопорошков в алюминиевых модифицирующих прутках // Нанотехника. 2011. No. 3. С. 55—64.
22. *Mazaheri Y., Meratian R., Emadi A., Najarian R.* Comparison of microstructural and mechanical properties of Al—TiC, Al—B₄C and Al—TiC—B₄C // Mater. Sci. Eng. A. 2013. Vol. 560. P. 278—287.
23. *Yang Y., Li X.* Ultrasonic cavitation based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites // J. Manufact. Sci. Eng. 2007. Vol. 129. P. 497—501.
24. *Косников Г.А., Баранов В.А., Петрович С.Ю., Калмыков А.В.* Литейные наноструктурные композиционные алюмоматричные сплавы // Литейн. пр-во. 2012. No. 2. С. 4—9.
25. *Lü L., Lai M.O., Yeo J.L.* In situ synthesis of TiC composite for structural application // Composite Structures. 1999. Vol. 47. No. 1—4. P. 613—618.
26. *Kim W.J., Hong S.I., Lee J.M., Kim S.H.* Dispersion of TiC particles in an in situ aluminum matrix composite by shear plastic flow during high-ratio differential speed rolling // Mater. Sci. Eng. A. 2013. Vol. 559. No. 1. P. 325—332.
27. *Kim S.-H., Cho Y.-H., Lee J.-M.* Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al—TiCp composite // Metall. Mater. Trans. A. 2014. Vol. 45. No. 6. P. 2873—2884.
28. *Liu Zh., Han Q., Li J.* Ultrasound assisted in situ technique for the synthesis of particulate reinforced aluminum matrix composites // Composites. B: Eng. 2011. Vol. 42. No. 7. P. 2080—2084.
29. *Rai R.N., Prasado Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M.* Forming behavior of Al—TiC in situ composites // Mater. Sci. Forum. 2013. Vol. 765. P. 418—422.
30. Каталог нанопорошков оксидов, карбидов, нитридов. URL: <http://plasmotherm.ru/catalog/> (дата обращения 18.07.2015).
31. *Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г.* Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
32. *Амосов А.П., Никитин В.И., Никитин К.В., Рязанов С.А.* Научно-технические основы применения процессов СВС для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. No. 8. С. 3—10.
33. *Амосов А.П., Тутова Ю.В., Майдан Д.А., Ермошкин А.А., Тимошкин И.Ю.* О применении нанопорошковой продукции азидной технологии СВС для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 1. С. 68—74.
34. *Nikitin V.I., Amosov A.P., Merzhanov A.G., Lukjanov G.S.* Reserch and production of SHS master alloy for manufacture aluminum alloys // Int. J. SHS. 1995. Vol. 4. No. 1. P. 105—112.
35. *Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Luts A.R., Makarenko A.G., Yanfei Zh.* Effect of fluxes on structure formation of SHS Al—Ti—B grain refiner // Mater. Lett. 2003. Vol. 57. No. 22—23. P. 3694—3698.
36. *Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Makarenko A.G., Luts A.R., Yanfei Zh.* Preparation of Al—TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis // Scr. Mater. 2003. Vol. 49. No. 7. P. 699—703.
37. *Луц А.П., Макаренко А.Г.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 2008.
38. *Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е.* Приемы регулирования дисперсной структуры СВС-порошков: от монокристалльных зерен до наноразмерных частиц // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2006. No. 5. С. 9—22.
39. *Луц А.П., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Ермошкин А.А., Никитин К.В., Тимошкин И.Ю.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве алюминия // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2013. No. 3. С. 28—35.
40. *Xiangha L., Zhenqing W., Zuogui Zh., Xiufang B.* The relationship between microstructure and refining performance of Al—Ti—C master alloys // Mater. Sci. Eng. 2002. Vol. A332. No. 1. P. 70—74.
41. *Amosov A.P., Luts A.R., Ermoshkin A.A., Ermoshkin Ant.A.* Role of halide salts Na₃AlF₆ and Na₂TiF₆ in self-propagating high-temperature synthesis of Al—10%TiC nanocomposite alloy in aluminum melt // Life Sci. J. 2014. Vol. 11. No. 12s. P. 570—575.
42. *Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A., Gousia V., Kapray G., Gácsi Z., Baumli P., Simon A.* Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminate particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior // Mater. Design. 2015. Vol. 65. P. 1121—1135.
43. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.* Structure—property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surf. Coat. Technol. 2003. Vol. 174—175. P. 725—731.

References

1. *Karl U. Kainer*. Metal matrix composites. Weinheim: Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
2. *Adebisi A.A.* Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis. *Int. J. Autom. Mech. Eng.* 2011. Vol. 4. P. 471–480.
3. *Kurganova Yu.A., Fetisov G.P., Gavrilov G.N.* Kompozitsionnye materialy v aviatsii i ikh prognozirovaniye [Composite materials in aviation and their prediction]. *Tekhnologiya metallov*. 2015. No. 1. P. 22–25.
4. *Panfilov A.V.* Sovremennoe sostoyaniye i perspektivy razvitiya litykh diskretno-armirovannykh alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materilov [Current state and prospects of development of cast discrete reinforced aluminum matrix composite materials]. *Liteishchik Rossii*. 2008. No. 7. P. 23–28.
5. *Singh H., Sarabjit, Jit N., Tyagi A.K.* An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties. *J. Eng. Res. Stud.* 2011. Vol. 2. P. 72–78.
6. *Rana R.S., Purohit R., Das S.* Review of recent studies in Al matrix composites. *Int. J. Sci. Eng. Res.* 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1–16.
7. *Kennedy A.R., Wyatt S.M.* Characterising particle-matrix interfacial bonding in particulate Al–TiC MMCs produced by different methods. *Composites. A*. 2001. Vol. 32. No. 3–4. P. 555–559.
8. *Jerome S., Ravisankar B., Mahato P.K., Natarajan S.* Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al–TiC composites. *Tribol. Int.* 2010. Vol. 43. No. 11. P. 2029–2036.
9. *Song I.H., Kim D.K., Hahn Y.D., Kim H.D.* Synthesis of in-situ TiC–Al composite by dipping exothermic reaction process. *Met. Mater. Int.* 2004. Vol. 10. No. 3. P. 301–306.
10. *Borgonovo C., Apelian D., Makhlof M.M.* Aluminum nanocomposites for elevated temperature applications. *JOM*. 2011. Vol. 63. No. 2. P. 57–64.
11. *Tjong S.Ch.* Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties. *Adv. Eng. Mater.* 2007. Vol. 9. No. 8. P. 639–652.
12. *Camargo P.H.C., Satyanarayana K.G., Wypych F.* Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities. *Mat. Res.* 2009. Vol. 12. No. 1. P. 1–39.
13. *Krushenko G.G.* Rol' chastits nanoporoshkov pri formirovaniy struktury alyuminiyevykh splavov [The role of nanopowder particles when forming structures of aluminum alloys]. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2011. No. 1. P. 20–24.
14. *Casati R., Vedani M.* Metal matrix composites reinforced by nano-particles: Review. *Metals*. 2014. No. 4. P. 65–83.
15. *Sanaty-Zadeh A.* Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall–Petch effect. *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. Vol. 531. No. 1. P. 112–118.
16. *Zhang Z., Chen D.L.* Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 483. P. 148–152.
17. *Zhou D., Qiu F., Jiang Q.* The nano-sized TiC particle reinforced Al–Cu matrix composite with superior tensile ductility. *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 622. P. 189–193.
18. *Kurdyumov A.V., Pikunov M.V., Chursin V.M., Bibikov V.L.* Proizvodstvo otlivok iz splavov tsvetnykh metallov [Production of castings from alloys of non-ferrous metals]. 2-nd. ed. Moscow: MISIS, 1996.
19. *Vinod Kumar G.S., Murty B.S., Charabarty M.* Development of Al–Ti–C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al–7Si alloy. *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 396. No. 1–2. P. 143–150.
20. *Mikheev R.S., Chernyshova T.A.* Diskretno armirovannyye kompozitsionnye materialy sistemy Al–TiC [Discretely reinforced composite materials of Al–TiC]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroeni*. 2008. No. 11. C. 44–53.
21. *Krushenko G.G.* Sredstva i tekhnologii uvelicheniya soderzhaniya nanoporoshkov v alyuminiyevykh modifitsiruyushchikh prutkakh [Means and technologies of increase of nanopowders content in the aluminium modifying rods]. *Nanotekhnika*. 2011. No. 3. P. 55–64.
22. *Mazaheri Y., Meratian R., Emadi A., Najarian R.* Comparison of microstructural and mechanical properties of Al–TiC, Al–B₄C and Al–TiC–B₄C. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 560. P. 278–287.
23. *Yang Y., Li X.* Ultrasonic cavitation based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites. *J. Manufact. Sci. Eng.* 2007. Vol. 129. P. 497–501.
24. *Kosnikov G.A., Baranov V.A., Petrovich S.Yu., Kalmykov A.V.* Liteinye nanostrukturnyye kompozitsionnye alyumomatrichnyye splavy [Cast alumo-matrix nanostructured composite alloys]. *Liteinoe proizvodstvo*. 2012. No. 2. P. 4–9.
25. *Lü L., Lai M.O., Yeo J.L.* In situ synthesis of TiC composite for structural application. *Composite Structures*. 1999. Vol. 47. No. 1–4. P. 613–618.
26. *Kim W.J., Hong S.I., Lee J.M., Kim S.H.* Dispersion of TiC particles in an in situ aluminum matrix composite by shear plastic flow during high-ratio differential speed rolling. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 559. No. 1. P. 325–332.

27. Kim S.-H., Cho Y.-H., Lee J.-M. Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al—TiCp composite. *Metall. Mater. Trans. A*. 2014. Vol. 45. No. 6. P. 2873—2884.
28. Liu Zh., Han Q., Li J. Ultrasound assisted in situ technique for the synthesis of particulate reinforced aluminum matrix composites. *Composites. B: Eng.* 2011. Vol. 42. No. 7. P. 2080—2084.
29. Rai R.N., Prasado Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M. Forming behavior of Al—TiC in situ composites. *Mater. Sci. Forum*. 2013. Vol. 765. P. 418—422.
30. Каталог нанопорошков оксидов, карбидов, нитридов [Directory of nanopowders of oxides, carbides, nitrides]. URL: <http://plasmotherm.ru/catalog/> (accessed: 18.07.2015).
31. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov. A.G. Poroshkovaya tekhnologiya samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza materialov [Powder technology of self-propagating high-temperature synthesis of materials]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2007.
32. Amosov A.P., Nikitin V.I., Nikitin K.V., Ryazanov S.A. Nauchno-tekhnicheskie osnovy primeneniya protsessov SHS dlya sozdaniya litykh alyumomatrichnykh kompozitsionnykh splavov, diskretno armirovannykh nanorazmernymi keramicheskimi chastitsami [Scientific and technical basis for the use of SHS processes for creating cast aluminum matrix composite alloys, reinforced with discrete ceramic nanoparticles]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*. 2013. No. 8. P. 3—10.
33. Amosov A.P., Titova Yu.V., Maydan D.A., Ermoshkin A.A., Timoshkin I.Yu. O primeneniі nanoporoshkovoі produkt-sii azidnoi tekhnologii SHS dlya armirovaniya i modifitsirovaniya alyuminievykh splavov [On the application of nanopowder products of azide SHS technology for reinforcing and modifying of aluminum alloys]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 1. P. 68—74.
34. Nikitin V.I., Amosov A.P., Merzhanov A.G., Lukjanov G.S. Research and production of SHS master alloy for manufacture aluminum alloys. *Int. J. SHS*. 1995. Vol. 4. No. 1. P. 105—112.
35. Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Luts A.R., Makarenko A.G., Yanfei Zh. Effect of fluxes on structure formation of SHS Al—Ti—B grain refiner. *Mater. Lett.* 2003. Vol. 57. No. 22—23. P. 3694—3698.
36. Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Makarenko A.G., Luts A.R., Yanfei Zh. Preparation of Al—TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis. *Scr. Mater.* 2003. Vol. 49. No. 7. P. 699—703.
37. Luts A.R., Makarenko A.G. Samorasprostranyayushchiy vysokotemperaturnyi sintez alyuminievykh splavov [Self-propagating high-temperature synthesis of aluminum alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 2008.
38. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov A.G., Sytchev A.E. Principles and methods for regulation of dispersed structure of SHS powders: from monocrystallites to nanoparticles. *Int. J. SHS*. 2005. Vol. 14. No. 3. P. 165—186.
39. Luts A.R., Amosov A.P., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A., Nikitin K.V., Timoshkin I.Yu. Self-propagating high-temperature synthesis of highly dispersed titanium-carbide phase from powder mixtures in the aluminum melt. *Rus. J. Non-Ferrous Met.* 2014. Vol. 55. P. 606—612.
40. Xiangha L., Zhenqing W., Zuogui Zh., Xiufang B. The relationship between microstructure and refining performance of Al—Ti—C master alloys. *Mater. Sci. Eng.* 2002. Vol. A332. No. 1. P. 70—74.
41. Amosov A.P., Luts A.R., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A. Role of halide salts Na_3AlF_6 and Na_2TiF_6 in self-propagating high-temperature synthesis of Al—10%TiC nanocomposite alloy in aluminum melt. *Life Sci. J.* 2014. Vol. 11. No. 12s. P. 570—575.
42. Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A., Gousia V., Kaptay G., G6csi Z., Baumli P., Simon A. Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior. *Mater. Design*. 2015. Vol. 65. P. 1121—1135.
43. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure—property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2003. Vol. 174—175. P. 725—731.

ПОЛУЧЕНИЕ СПЕЧЕННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiAl

Часть 2. Исследование процессов формования и спекания

© 2016 г. А.А. Зайцев, Ю.Ю. Капланский, Ж.А. Сентюрин, Е.А. Левашов, А.В. Касимцев,
Ю.С. Погожев, С.Н. Юдин, Т.А. Свиридова, А.В. Маляров

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

ООО «Метсинтез», г. Тула

Тульский государственный университет (ТулГУ)

Статья поступила в редакцию 09.10.15 г., доработана 10.01.16 г., подписана в печать 12.01.16 г.

Предложена комплексная технология производства электродов из порошкового сплава на основе алюминид титана TiAl, включающая следующие стадии: получение порошкового сплава методом гидридно-кальциевого восстановления, обработка порошка в шаровой твердосплавной мельнице с добавлением Y_2O_3 в качестве модификатора структуры, гидростатическое формование и спекание заготовки. На экспериментальных образцах изучены процессы формования и спекания, исследована микроструктура сплава на всех этапах технологической цепочки. По данной технологии получен электрод для плазменного центробежного распыления гранул.

Ключевые слова: алюминид титана, модифицирование, структура, электрод, формование, спекание, примеси, пористость.

Зайцев А.А. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСиС–ИСМАН (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (499) 236-32-91. E-mail: aazaitsev@bk.ru.

Капланский Ю.Ю. – лаборант НУЦ СВС. E-mail: ykaplansky@mail.ru.

Сентюрин Ж.А. – инженер НУЦ СВС, аспирант кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) МИСиС. E-mail: sentyurina_misis@mail.ru.

Левашов Е.А. – докт. техн. наук, проф., акад. РАЕН, зав. кафедрой ПМиФП МИСиС, директор НУЦ СВС МИСиС–ИСМАН. Тел.: (495) 638-45-00. E-mail: levashov@shs.misis.ru.

Касимцев А.В. – докт. техн. наук, директор ООО «Метсинтез» (300041, г. Тула, ул. Фрунзе, 9), профессор кафедры физики металлов и материаловедения ТулГУ (300012, г. Тула, пр-т Ленина, 92). Тел.: (4872) 36-88-75. E-mail: metsintez@yandex.ru.

Погожев Ю.С. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. НУЦ СВС. Тел.: (499) 236-32-91. E-mail: pogozhev@rambler.ru.

Юдин С.Н. – инженер, аспирант кафедры физики металлов и материаловедения ТулГУ. E-mail: Sergey-USN@mail.ru.

Свиридова Т.А. – канд. физ.-мат. наук, науч. сотр. Центра композиционных материалов МИСиС. Тел.: (495) 955-01-63. E-mail: tim-17@yandex.ru.

Маляров А.В. – инженер ООО «Метсинтез». E-mail: vascko.andr@yandex.ru.

Для цитирования: Зайцев А.А., Капланский Ю.Ю., Сентюрин Ж.А., Левашов Е.А., Касимцев А.В., Погожев Ю.С., Юдин С.Н., Свиридова Т.А., Маляров А.В. Получение спеченного сплава на основе интерметаллида TiAl. Часть 2. Исследование процессов формования и спекания // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 50–62.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-50-62.

Zaitsev A.A., Kaplansky Yu.Yu., Sentyurina J.A., Levashov E.A., Kasimtsev A.V., Pogozhev Yu.S., Yudin S.N., Sviridova T.A., Malyarov A.V. Sintered TiAl intermetallic alloy production. Part 2. Study of molding and sintering processes

An integrated process for producing electrodes of TiAl-based powder alloy is proposed with the following stages: powder alloy production by hydride-calcium recovery, powder treatment in a carbide ball mill with Y_2O_3 added as a structure modifier, workpiece hydrostatic molding and sintering. Experimental samples were used to study molding and sintering processes and examine alloy microstructure at all stages of the processing chain. An electrode for plasma centrifugal disintegration of granules was produced using this technology.

Key words: titanium aluminide, modification, structure, electrode, molding, sintering, impurities, porosity.

Zaitsev A.A. – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Scientific-educational centre SHS MISIS–ISMAN (119049, Russia, Moscow, Leninsky prospect, 4). Tel.: (499) 236-32-91. E-mail: aazaitsev@bk.ru.

Kaplansky Yu.Yu. – laboratory assistant of Scientific-educational centre SHS MISIS–ISMAN. E-mail: ykaplansky@mail.ru.

Sentyurina J.A. – engineer of Scientific-educational centre SHS MISIS–ISMAN, postgraduate student of Department of powder metallurgy and functional coatings (PMFC) of MISIS. E-mail: sentyurina_misis@mail.ru.

Levashov E.A. – Dr. Sci. (Tech.), prof., acad. of RANS, head of Department of PMFC of MISIS, head of Scientific-educational centre SHS MISIS–ISMAN. Tel.: (495) 638-45-00. E-mail: levashov@shs.misis.ru.

Kasimtsev A.V. — Dr. Sci. (Tech.), head of LLC «Metsintez» (300041, Russia, Tula, Frunze str., 9), prof., Department of physics of metals and metallography, Tula State University (300012, Russia, Tula, Prospect Lenina, 92). Tel.: (4872) 36-88-75.

E-mail: metsintez@yandex.ru.

Pogozhev Yu.S. — Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Scientific-educational centre SHS MISIS–ISMAN. Tel.: (499) 236-32-91.

E-mail: pogozhev@rambler.ru.

Yudin S.N. — engineer, postgraduate student of Department of physics of metals and metallography, Tula State University.

E-mail: Sergey-USN@mail.ru.

Sviridova T.A. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), research assistant of Centre of composite materials of MISIS.

Tel.: (495) 955-01-63. E-mail: tim-17@yandex.ru.

Malyarov A.V. — engineer of LLC «Metsintez». E-mail: vascko.andr@yandex.ru.

Citation: Zaitsev A.A., Kaplansky Yu.Yu., Sentyurina J.A., Levashov E.A., Kasimtsev A.V., Pogozhev Yu.S., Yudin S.N., Sviridova T.A., Malyarov A.V. Poluchenie spechenogo splava na osnove intermetallida TiAl. Chast' 2. Issledovanie protsessov formovaniya i spekaniya. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 50–62. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-50-62.

Введение

Аддитивные технологии (АТ) получения металлических изделий относятся к наиболее перспективным и активно развивающимся направлениям производства ответственных сложнопрофильных изделий, в том числе деталей газотурбинного двигателя (ГТД) [1, 2]. Так, австралийские исследователи продемонстрировали уникальные возможности АТ, напечатав на промышленном 3D-принтере два работающих реактивных двигателя [3]. Один из двигателей был показан на авиашоу в Авалоне, второй можно увидеть в Тулузе в компании «Microturbo» (Франция).

Использование АТ в двигателестроении позволяет сократить время производства детали, уменьшить количество технологических операций и отходов, увеличить точность изделия, а также повысить надежность и эксплуатационные характеристики получаемых изделий за счет полного исключения объемной ливкации и структурных дефектов [2, 4].

В качестве исходных материалов в АТ применяются порошки металлов и сплавов заданного химического и гранулометрического состава, которые должны удовлетворять предъявляемым к ним требованиям по высокой степени сферичности частиц порошка и отсутствию дефектов в виде газовой пористости, сателлитов и объемной ливкации [5–8]. Поэтому основная материаловедческая задача, позволяющая реализовать процесс изготовления сложнопрофильных деталей ГТД с использованием АТ, сводится в первую очередь к разработке технологии получения качественных исходных материалов в виде сферических гранул из перспективных жаропрочных и жаростойких сплавов, в том числе на интерметаллидной основе.

На сегодняшний день более 90 % всех порошков, применяемых в АТ, получают методами дис-

пергирования расплава, которые условно можно разделить на три группы [9, 10]: газовое распыление [11, 12], вакуумное [13] и центробежное [12, 13]. В работах [14–17] показано, что использование в качестве прекурсора для АТ порошков, полученных по технологии центробежного распыления, обеспечивает более качественную микроструктуру и высокие свойства конечного изделия, чем применение материалов, полученных по технологии газовой атомизации, что связано с большой степенью дефектности газораспыленных порошков.

Технологии центробежного распыления весьма разнообразны, но в России наиболее перспективно плазменное центробежное распыление с торца прутковой заготовки [18]. Главным достоинством этого метода является полное исключение контакта расплава с тиглем или разливочными устройствами, что позволяет получать порошки реакционноспособных и тугоплавких металлов, представляющих наибольший интерес для современного двигателестроения. Благодаря данной технологии изготавливают качественные сферические гранулы современных жаропрочных никелевых и титановых сплавов, в том числе интерметаллидных, путем плазменного распыления торца цилиндрической заготовки (электрода) заданного состава, вращающейся со скоростью от 15 до 20 тыс. об./мин. Процесс ведется в камере с защитной атмосферой, что исключает окисление порошка в процессе распыления.

Свойства и структура получаемых гранул значительно зависят от качества распыляемых цилиндрических заготовок, поэтому необходимо разработать технологию изготовления, обеспечивающую отсутствие объемной ливкации. Поскольку в процессе центробежного распыления электрод испытывает существенные циклические

нагрузки, его прочность должна быть достаточно высока, что возможно только при относительной плотности, близкой к единице.

Основной сложностью [19] получения сплавов на основе систем Ti—Al и Ni—Al, легированных тяжелыми элементами, по традиционной литейной технологии, включающей в себя многократные переплавы исходных дорогостоящих материалов в вакуумной индукционной печи с последующим горячим изостатическим обжатием отлитой цилиндрической заготовки, необходимым для удаления остаточной газовой пористости, является предотвращение объемной ликвации по высоте выплавляемого электрода, возникающей в процессе кристаллизации расплава.

Применение порошковых технологий при изготовлении распыляемых заготовок из γ -TiAl-сплава позволит полностью избежать объемной ликвации и получить порошковую распыляемую заготовку с относительной плотностью, близкой к единице, не нуждающуюся в дополнительной механической обработке и обладающую гомогенной структурой.

В первой части [20] настоящей статьи была описана технология получения высокочистого порошка сплава Ti—47Al—2Nb—2Cr (ат.%) (относится к группе сплавов 1-го поколения [21]), предназначенного для изготовления распыляемых цилиндрических заготовок, методом гидридно-кальциевого восстановления.

Несмотря на то, что в настоящее время получают γ -TiAl-сплавы 2-го и 3-го поколений [21—23], в данной работе в качестве объекта исследования был выбран наиболее изученный сплав 1-го поколения, что дает возможность качественного сравнения свойств литых, порошковых и полученных по АТ образцов сплава. Кроме того, данный сплав имеет достаточно простой химический состав и высокие эксплуатационные свойства, достигаемые за счет формирования lamellarной микроструктуры α_2 (Ti₃Al) + γ (TiAl). Ниобий и хром в качестве легирующих элементов выполняют функцию повышения жаростойкости и жаропрочности сплава [21—23]. Эти элементы увеличивают активность алюминия и поэтому поддерживают формирование плотного защитного слоя Al₂O₃, тем самым предотвращая диффузию кислорода к титану через так называемый эффект допинга. Эффект допинга состоит в замене ионов Ti⁴⁺ в решетке TiO₂ ионами с более высокой валентностью — такими, как Nb⁵⁺, которые приводят к уменьшению числа кислородных вакансий, ответственных за диффу-

зию кислорода в глубь материала. Кроме того, легирование γ -TiAl-сплавов ниобием приводит к повышению низкотемпературной пластичности и высокотемпературного предела ползучести за счет сильного замедления диффузионных процессов на границах зерен, что обеспечивает возрастание рабочей температуры. В литом состоянии предел прочности на растяжение этого сплава находится в пределах 400—500 МПа, а температура хрупковязкого перехода составляет 750—800 °С [24].

В работе [20] показано влияние температуры, времени и количества избытка восстановителя на концентрацию кислорода в готовом порошке и полноту протекания реакций для процесса гидридно-кальциевого восстановления. Изучены морфология готового порошка и его фазовый состав, измерены насыпная плотность, плотность утряски, текучесть и уплотняемость. Результаты [20] свидетельствуют об эффективности применения гидридно-кальциевого метода восстановления для получения интерметаллидных порошков на основе алюминидов титана.

Предлагаемая технология получения гранул из γ -TiAl-сплава состоит из следующих основных этапов:

- получение порошка сплава на основе TiAl гидридно-кальциевым методом восстановления из доступного оксидного сырья (TiO₂ и Al₂O₃) с добавлением легирующих элементов, что позволит снизить себестоимость готовой продукции;
- приготовление смеси полученного интерметаллидного порошка Ti—47Al—2Nb—2Cr (ат.%) с модифицирующей добавкой в шаровой вращающейся мельнице (ШВМ);
- гидростатическое формование заготовки электрода длиной 600 мм и диаметром 60 мм;
- спекание заготовки в вакуумной печи при температуре, равной 0,9—0,95 от температуры плавления, или в печи с защитной атмосферой (Ar + 5 % H₂) в течение времени, обеспечивающего относительную плотность 0,985—1,00;
- центробежное плазменное распыление спеченного электрода на гранулы фракции 20—100 мкм;
- классификация гранул.

Особенность предложенной технологии заключается во введении в состав электрода модифицирующей добавки оксида иттрия Y₂O₃ и переносе ее в распыленные гранулы для повышения жаропрочности, низкотемпературной пластичности и замедления диффузионных процессов на границах зерен при рабочей температуре будущего изделия.

Целью настоящей работы является получение спеченного электрода с пористостью менее 2 % из сплава 4822 на основе γ -TiAl с модифицирующей добавкой субмикронного порошка Y_2O_3 , а также изучение микроструктуры сплава на всех этапах технологической цепочки.

Методика эксперимента

В качестве объекта исследования использован порошок интерметаллидного сплава 4822 состава Ti–47Al–2Nb–2Cr (ат.%), полученный гидридно-кальциевым восстановлением, со средним размером частиц 90 мкм. Фазовый состав матрицы: 91,7 TiAl — 5,7 Ti₃Al — 2,6 β (Ti–Cr) (мас.%) [15], пикнометрическая плотность — 3,985 г/см³.

Роль модификатора структуры выполняет оксид иттрия Y_2O_3 с размером частиц менее 5 мкм и пикнометрической плотностью 5,046 г/см³. Морфология исходных материалов представлена на микроснимках (рис. 1).

Экспериментальные образцы для исследования спекания получали прессованием порошковой смеси, состоящей из сплава 4822 и добавки Y_2O_3 в количестве 1 и 1,5 об. %, в стальной пресс-форме $\varnothing 12$ мм по двухсторонней схеме приложения нагрузки [20], обеспечивающей равномерность формовок. Процесс уплотнения изучали в интервале

осевого давления прессования от 100 до 1600 МПа. Для уменьшения внешнего трения стенки пресс-формы смазывали стеаратом цинка, который полностью испаряется при $t = 500$ °С. Изостатическое прессование крупногабаритных заготовок (электродов) осуществляли в гидростате марки КП690 (Россия) при давлении 180 МПа и выдержке под давлением 30 с. Эластичная оболочка была изготовлена из латекса; жидкостью, передающей давление, служила вода.

Спекание проводили в вакуумной печи типа ВСЛ-16-22-У производства фирмы «ВакЭТО» (г. Москва) при остаточном давлении 10^{-5} Па и температурах 1200, 1300 и 1470 °С в течение 2 ч.

Смешивание порошка 4822 с модифицирующей добавкой Y_2O_3 выполняли в шаровой вращающейся мельнице (ШВМ) марки «WiseMix BML-2» (производство компании «Ball mills», Китай) в течение 12 ч и в планетарной центробежной мельнице (ПЦМ) марки МПП-1 (фирма «Техника и технология дезинтеграции», г. Санкт-Петербург) в течение 3 мин с добавлением изопропилового спирта в количестве 10 мас.% от обрабатываемого материала. Режимы обработки представлены в табл. 1.

Концентрации кислорода и азота определяли методом восстановительного плавления на установке ТС-436 (фирма «Лесо», США).

Микроструктурные исследования проводили

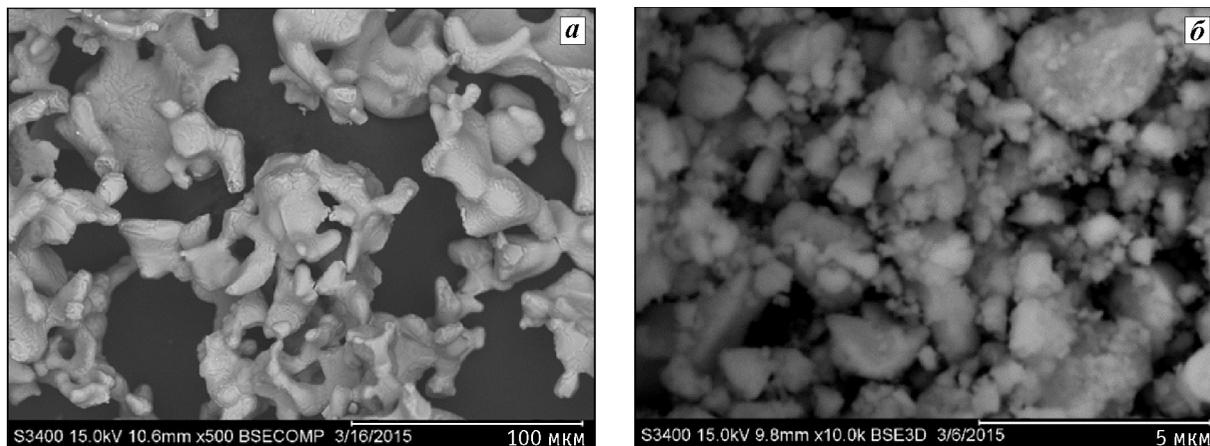


Рис. 1. Морфология исходных порошков – сплава 4822 (а) и оксида Y_2O_3 (б)

Таблица 1

Используемые режимы обработки матричного порошка сплава 4822

Смесительное устройство	Режим обработки	Коэффициент заполнения барабана (φ)	Отношение масс размольных тел и материала
ПЦМ	Гравитационный коэффициент $K = 90 g$	0,55	15 : 1
ШВМ	Режим перекачивания при $n = 0,65 n_{кр}$	0,45	6 : 1

на растровом электронном микроскопе S-3400N («Hitachi», Япония), оснащенном рентгеновским энергодисперсионным спектрометром NORAN. Формование приготовленных по оптимизированной технологии смесей порошка сплава 4822 + xY_2O_3 с добавлением стеарата цинка осуществляли в стальной цилиндрической пресс-форме $\varnothing 12$ мм по двухсторонней схеме приложения нагрузки в интервале давлений 100–1600 МПа на гидравлическом прессе марки «Lab Econ 600» («Fontijne Grottes B.V.», Нидерланды). Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания на аналитических весах AD-1653 (фирма AND, Япония) с точностью 0,0001 г по ГОСТ 15139-69.

Результаты и их обсуждение

Выбор режимов обработки базового порошка сплава 4822

Введение модифицирующей добавки оксида иттрия осуществляли с использованием ПЦМ или ШВМ. Недостатком этих способов является протекание окислительных процессов в обрабатываемом порошке, обладающем высоким сродством к кислороду [20]. Поэтому в ходе исследований определяли прирост концентраций кислорода и азота в процессе приготовления смеси порошка сплава 4822 и модифицирующей добавки Y_2O_3 в зависимости от режима обработки и типа оборудования. Для исключения влияния связанного кислорода, содержащегося в добавке Y_2O_3 , на показания газового анализатора ТС-436 был проведен химический анализ порошка сплава 4822 до и после обработки в ШВМ или ПЦМ по режимам, приведенным в табл. 1, — полученные результаты представлены в табл. 2.

Из результатов газового анализа порошка 4822 видно, что обработка в ПЦМ приводит к увеличению концентрации кислорода на 0,2 мас.%, что недопустимо, в то время как использование ШВМ в течение 12 ч вносит менее 0,03 мас.% O. Содержание азота, независимо от режимов обработки,

Таблица 2

Содержание газовых примесей в порошке сплава 4822 до и после обработки

Состояние образца 4822	O, мас.%	N, мас.%
Исходное	0,16	0,085
После ПЦМ ($\tau = 3$ мин)	0,37	0,086
После ШВМ ($\tau = 12$ ч)	0,19	0,086

остается неизменным. Различие прироста концентрации кислорода в базовом порошке, обработанном в ШВМ и ПЦМ, связано с тем, что кинетическая энергия размоленных тел, расходуемая на деформацию и нагрев материала при соударении размоленных тел с частицами материала и стенками барабана, значительно выше в ПЦМ, где процесс окисления протекает интенсивнее.

Вследствие недопустимого прироста концентрации кислорода в процессе обработки базового порошка в ПЦМ данный режим был исключен, и в дальнейшем для ввода добавки Y_2O_3 использовали ШВМ.

Анализ морфологии частиц базового порошка и распределение в нем добавки Y_2O_3 после смешивания

Важной задачей при создании композитных материалов [21] является достижение равномерности распределения упрочняющих частиц по объему изделия, так как от этого зависят однородность структуры и механические свойства готового изделия.

Обработка порошковых смесей в ШВМ при различных режимах может приводить к сильному наклепу материала [20], а также к натиранию железа. Наклеп порошка TiAl-сплава затруднит или сделает невозможным процесс компактирования смеси без добавления пластификатора, а примесь железа будет образовывать нежелательные интерметаллидные соединения, ухудшающие эксплуатационные свойства жаропрочного материала. Поэтому необходимо определить оптимальный режим обработки порошковой смеси сплава 4822 с добавкой оксида иттрия в количестве 0; 1,0 и 1,5 об.%, позволяющий максимально равномерно распределить частицы Y_2O_3 , а также исключить сильный наклеп материала и натирание примеси железа. Для этого был проведен микроструктурный и энергодисперсионный (ЭД) анализ нескольких смесей, содержащих 1 об.% Y_2O_3 , приготовленных по режимам, указанным в табл. 1.

В табл. 3 представлены результаты полуколичественного ЭД-анализа смеси, на основании которых построена карта распределения химических элементов (рис. 2), позволяющая судить о равномерности распределения.

Исходя из массового соотношения алюминия и титана, полученного с помощью ЭД-анализа (см. табл. 2), а также диаграммы состояния Al—Ti, можно утверждать, что частицы сплава 4822 со-

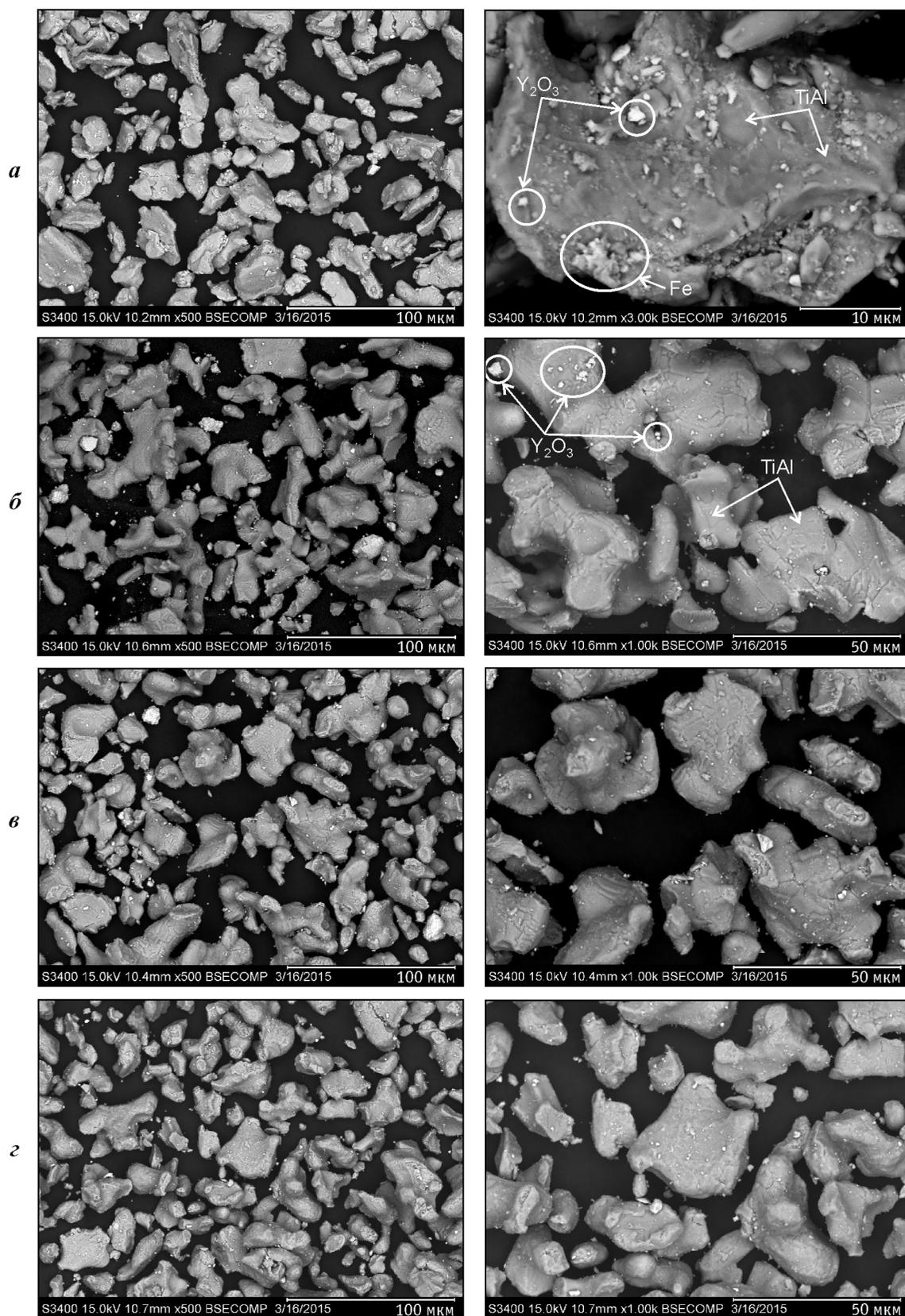


Рис. 2. Морфология и распределение элементов в порошке сплава 4822 после смешивания с 1 об.% Y_2O_3
а – ПЦМ (3 мин); **б–г** – ШВМ
 τ, ч: 4 (**б**), 8 (**в**) и 12 (**г**)

Таблица 3
Результаты, мас.%, полуколичественного ЭД-анализа смеси 4822 + 1%Y₂O₃

Режим обработки	Al-K	Ti-K	Cr-K	Fe-K	Y-L	Nb-L
ПЦМ, 3 мин	29,2	61,2	2,5	0,8	1,6	4,7
ШВМ, 4 ч	31,2	60,3	2,4	—	1,5	4,6
ШВМ, 8 ч	31,4	59,8	2,2	—	1,8	4,8
ШВМ, 12 ч	30,8	61,3	2,2	—	1,4	4,3

стоят из двух фаз: TiAl + Ti₃Al, в них также содержится ниобий, расширяющий область существования твердого раствора β-Ti, что приводит к увеличению доли фазы Ti₃Al.

Микроструктурный анализ показал, что в процессе приготовления смеси поверхность частиц базового порошка, изначально имеющая сильно разветвленную форму, сглаживается, независимо от используемых режимов обработки. Смесь, приготовленная в ПЦМ (см. рис. 2), содержит примесь железа. Обработка смеси в ШВМ в течение 4 и 8 ч приводит к повышению равномерности распределения упрочняющих частиц. При более длительной обработке заметных изменений не наблюдается. Поэтому на основании ЭД- и газового анализов в качестве оптимального режима, позволяющего получить гомогенную смесь, исключив натирание железа и увеличение концентрации кислорода в смеси, принят режим обработки в ШВМ в течение 8 ч. Приготовление смесей с содержанием модифицирующей добавки Y₂O₃ в количестве от 0 до 1,5 об.% проводили по выбранному режиму.

Исследование уплотняемости интерметаллидных порошков

Интерметаллидные порошки обладают высокой твердостью (400–600 HV) и низкой пластичностью, в связи с чем их уплотнение чрезвычайно затруднено. Поэтому одной из задач являлось определение режима прессования, позволяющего достичь достаточной механической прочности порошковых брикетов и максимально возможной относительной плотности, при которой будет обеспечиваться отвод адсорбированных на поверхности порошка газов при спекании [20].

Кривые уплотняемости представлены на рис. 3 в виде графиков зависимости относительной плотности от давления прессования.

В ходе изучения процессов формования было установлено, что в интервале давлений от 100 до

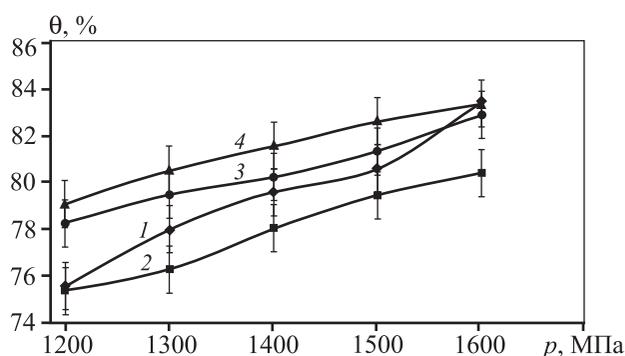


Рис. 3. Зависимость относительной плотности от давления прессования порошковой смеси 4822 + xY₂O₃. 1 – без обработки; 2–4 – после обработки в ШВМ (τ = 8 ч). 1, 2 – базовый порошок сплава 4822; 3 – 4822 + 0,1 об.% Y₂O₃; 4 – 4822 + 1,5 об.% Y₂O₃

1100 МПа смесь не формуется либо формовки не транспортабельны и имеют радиальные трещины. При P = 1200÷1600 МПа формовки обладают достаточными прочностью и плотностью и не имеют радиальных трещин, что связано с превышением предела текучести частиц данного порошка, находящегося на уровне 900–1000 МПа.

Из представленной зависимости видно (см. рис. 3), что обработка базового порошка в ШВМ в течение 8 ч приводит к ухудшению его уплотняемости, но с увеличением содержания оксида иттрия от 0 до 1,5 об.% уплотняемость смесей повышается. Данный эффект связан с тем, что добавка Y₂O₃ выступает в роли твердой смазки, приводящей к уменьшению внешнего и межчастичного трения и, как следствие, к равноплотности порошковых брикетов. Зависимость относительной плотности от давления прессования данных смесей носит линейный характер. Максимальная плотность достигается на образцах, содержащих 1,5 об.% Y₂O₃, при осевом давлении 1600 МПа.

Оптимизация режимов спекания

Эксплуатационные характеристики порошковых сплавов на основе TiAl напрямую зависят от остаточной пористости, с увеличением которой они резко понижаются, а также от микроструктуры спеченного материала. Поэтому стремятся получать изделия с остаточной пористостью, близкой к нулю, обладающие мелкозернистой lamellarной микроструктурой.

Зависимости относительной плотности спеченных брикетов от содержания оксида иттрия представлены на рис. 4.

Из диаграмм относительной плотности видно

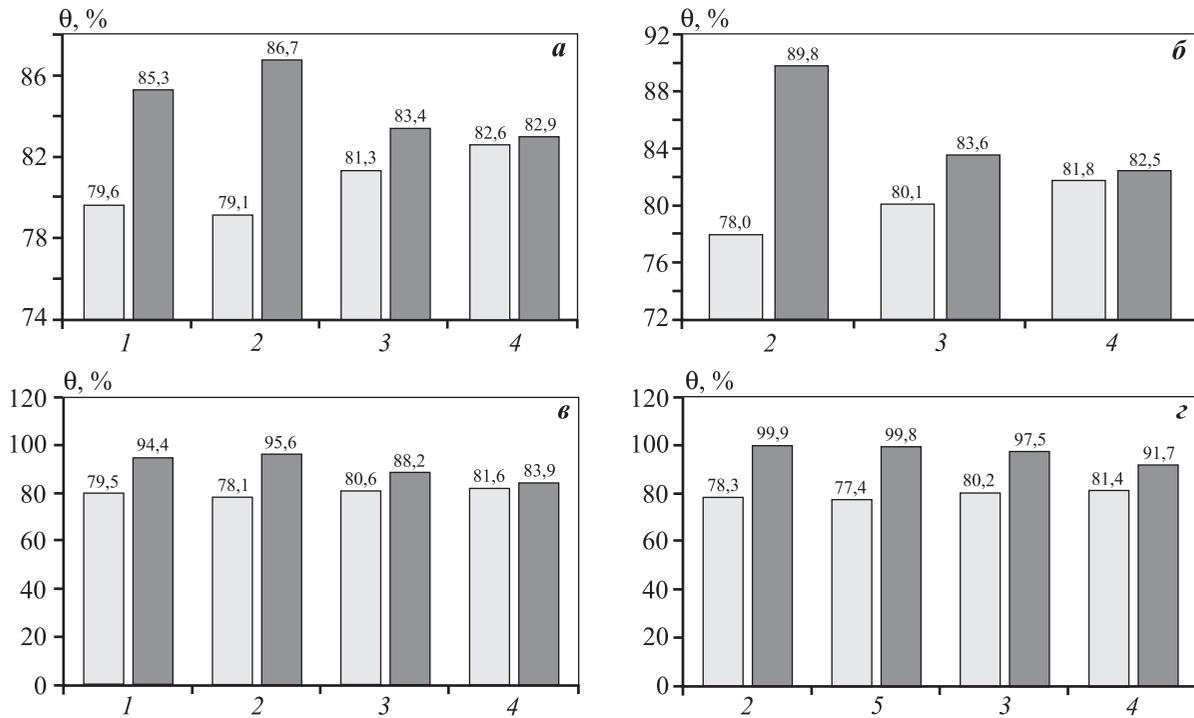


Рис. 4. Зависимость относительной плотности спеченных брикетов из сплава 4822 от содержания добавки Y₂O₃. Слева (светло-серые) – после прессования, справа (темно-серые) – после спекания. Режим спекания: *a* – 1200 °С, 2 ч; *б* – 1300 °С, 2 ч; *в* – 1470 °С, 0,5 ч; *г* – 1470 °С, 2 ч. 1 – без обработки; 2–4 – после обработки в ШВМ (τ = 8 ч); 5 – после обработки в ПЦМ (τ = 3 мин). 1, 2 – базовый порошок сплава 4822; 3, 5 – 4822 + 1,0об.%Y₂O₃; 4 – 4822 + 1,5об.%Y₂O₃.

(см. рис. 4), что с ростом содержания добавки оксида иттрия до 1,5 об.% плотность спеченных образцов уменьшается, что связано с замедлением диффузионных процессов на контактных участках частиц интерметаллидного сплава 4822.

Плотность брикетов, спрессованных из порошка, обработанного в ШВМ в течение 8 ч, при всех режимах спекания (см. рис. 4, *a–в*) выше (примерно на 1,5%), чем у брикетов из базового материала. Это обусловлено тем, что в процессе обработки в ШВМ происходит наклеп частиц базового порошка, увеличиваются плотность дислокаций и число избыточных вакансий, что приводит к повышению коэффициента диффузии и снижению энергии активации процесса спекания.

Данные рис. 4, *г* показывают, что относительная плотность спе-

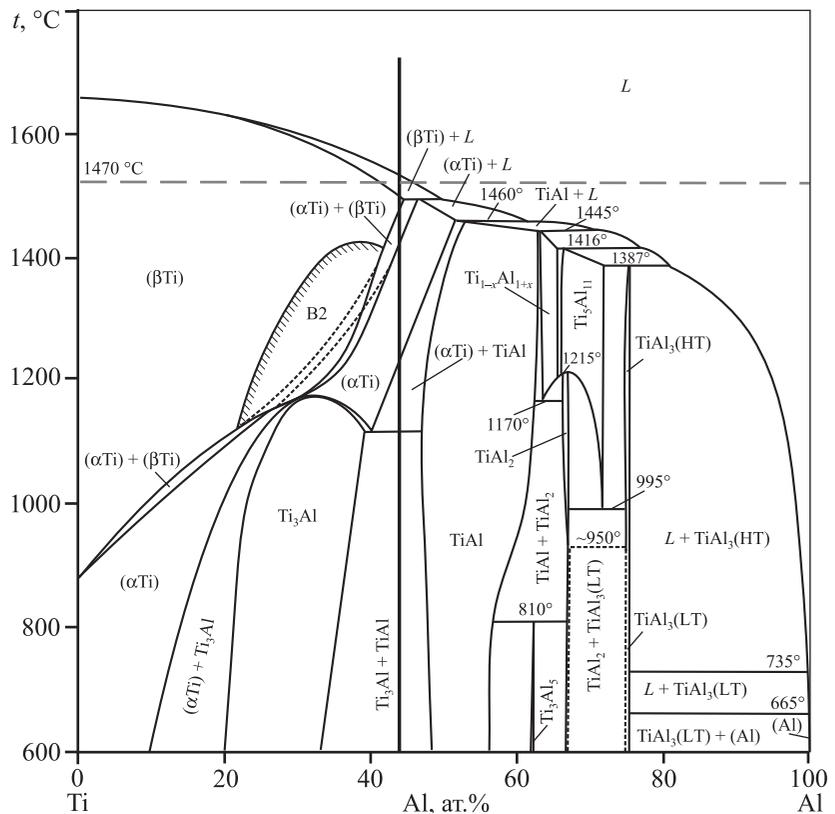


Рис. 5. Диаграмма состояния Ti–Al [25]

ченных (1470 °С, 2 ч) брикетов с 1 об.% модифицирующей добавки выше у образцов, обработанных в ПЦМ в течение 3 мин, чем у образцов того же состава, но обработанных в ШВМ в течение 8 ч. Это связано с тем, что высокоэнергетическая обработка в ПЦМ приводит к резкому возрастанию плотности дислокаций и активации спекания. Максимальной плотностью обладают образцы, спеченные при 1470 °С, когда реализуется жидкофазное спекание. Согласно диаграмме состояния Ti—Al (рис. 5) [25], при охлаждении сплава от температуры спекания 1470 °С до комнатной температуры протекают превращения, которые можно проиллюстрировать схемой $(\beta\text{Ti}) + \text{L} \rightarrow (\beta\text{Ti}) \rightarrow (\alpha\text{Ti}) + (\beta\text{Ti}) \rightarrow (\alpha\text{Ti}) \rightarrow (\alpha\text{Ti}) + (\gamma\text{TiAl}) \rightarrow (\alpha_2\text{Ti}_3\text{Al}) + (\gamma\text{TiAl})$.

Легирующая добавка ниобия расширяет область гомогенности $\beta(\text{Ti})$, что приводит к протеканию фазовых превращений сплава 4822 через его область существования. Выдержка при 1200 и 1100 °С проводится для полноты протекания фазовых превращений и образования lamellarной $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$ структуры зерен. Данная [23] структура является оптимальной, так как более пластичная фаза (пластинка) $\alpha_2\text{—Ti}_3\text{Al}$ препятст-

вует распространению трещин, возникающих в более твердой $\gamma\text{—TiAl}$ -фазе (пластинки α_2 -фазы окружают пластинки γ -фазы). Таким образом, α_2 в эвтектоиде повышает низкотемпературную пластичность и трещиностойкость, а γ -фаза обеспечивает высокую жаропрочность при высоких температурах от 750—900 °С.

Анализ микроструктуры спеченных образцов

Механические свойства связаны не только с фазовым составом сплава, но и с размером зерен основной фазы. Свойства порошкового материала также зависят от наличия в нем пор, а время спекания — от скорости диффузии на межчастичных контактах. Результаты микроструктурных исследований спеченных при 1200, 1300 и 1470 °С образцов с оценкой влияния добавки оксида иттрия можно проследить из рис. 6—9.

Диффузионные процессы в спекаемых при температурах 1200 и 1300 °С образцах протекают слишком медленно, и 2-часового времени недостаточно для получения беспористых брикетов. Усадки практически не происходит, что подтверждают представленные на рис. 6 и 7 микроструктуры. Спе-

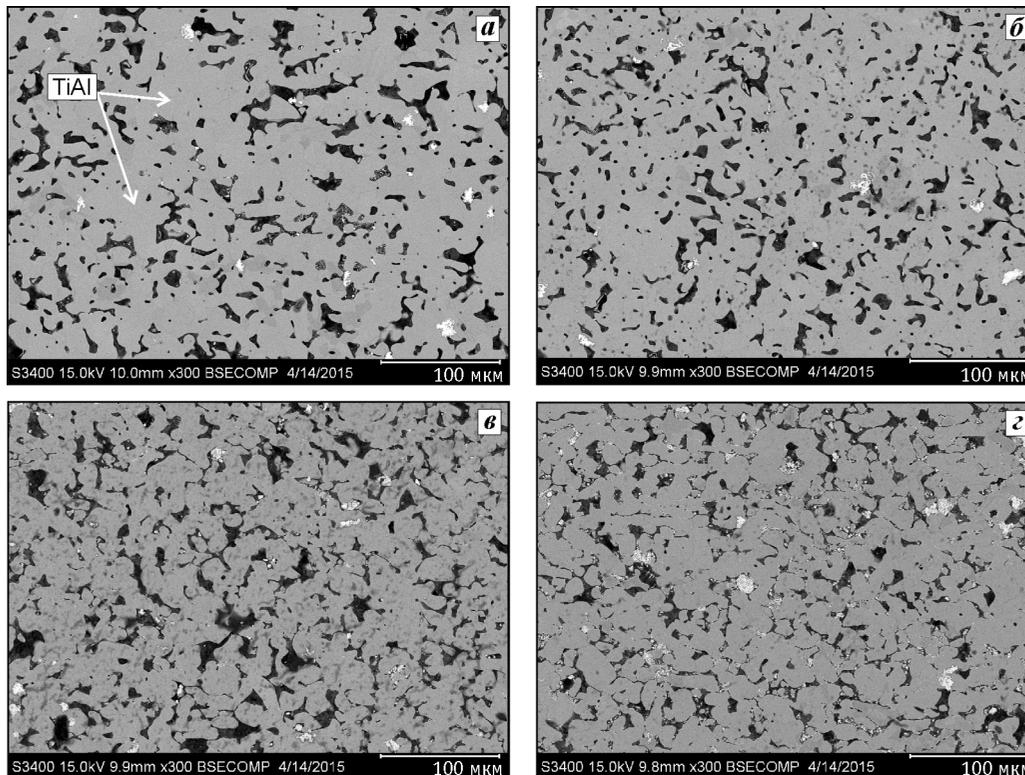


Рис. 6. Микроструктура спеченных при 1200 °С ($\tau = 2$ ч) образцов

а — без обработки в ШВМ, *б—г* — с обработкой в ШВМ ($\tau = 8$ ч)
а, б — базовый сплав 4822; *в* — 4822 + 1,0об.% Y_2O_3 , *г* — 4822 + 1,5об.% Y_2O_3

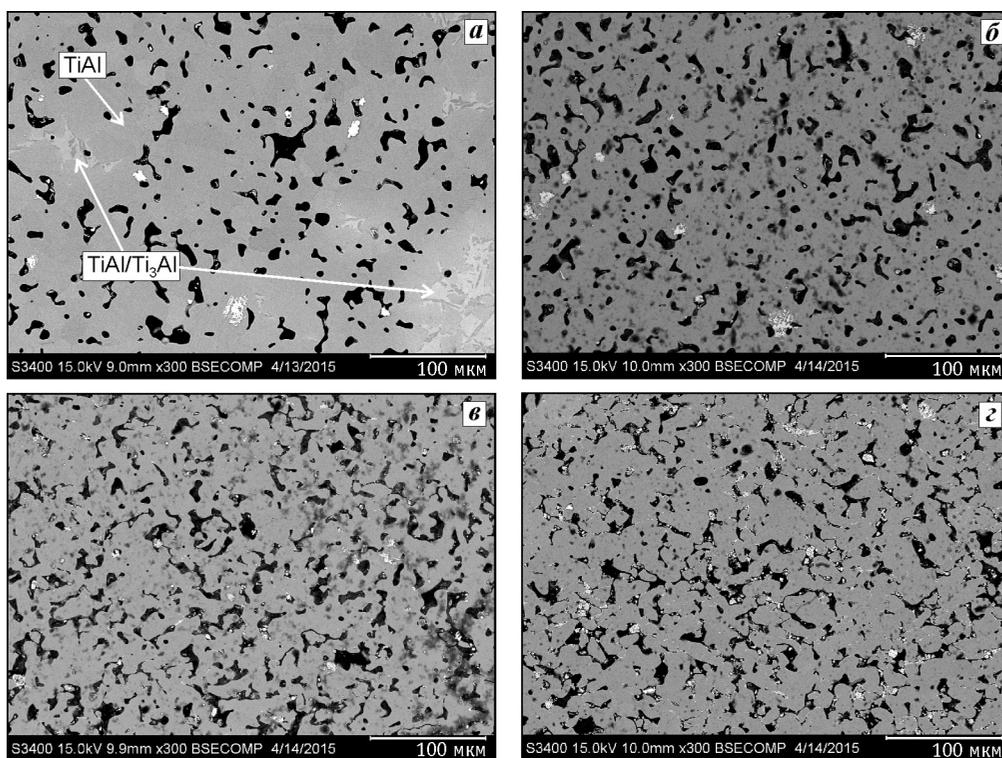


Рис. 7. Микроструктура спеченных при 1300 °С ($\tau = 2$ ч) образцов
a – без обработки в ШВМ, *б–г* – с обработкой в ШВМ ($\tau = 8$ ч)
a, б – базовый сплав 4822; *в* – 4822 + 1,0об.% Y_2O_3 , *г* – 4822 + 1,5об.% Y_2O_3

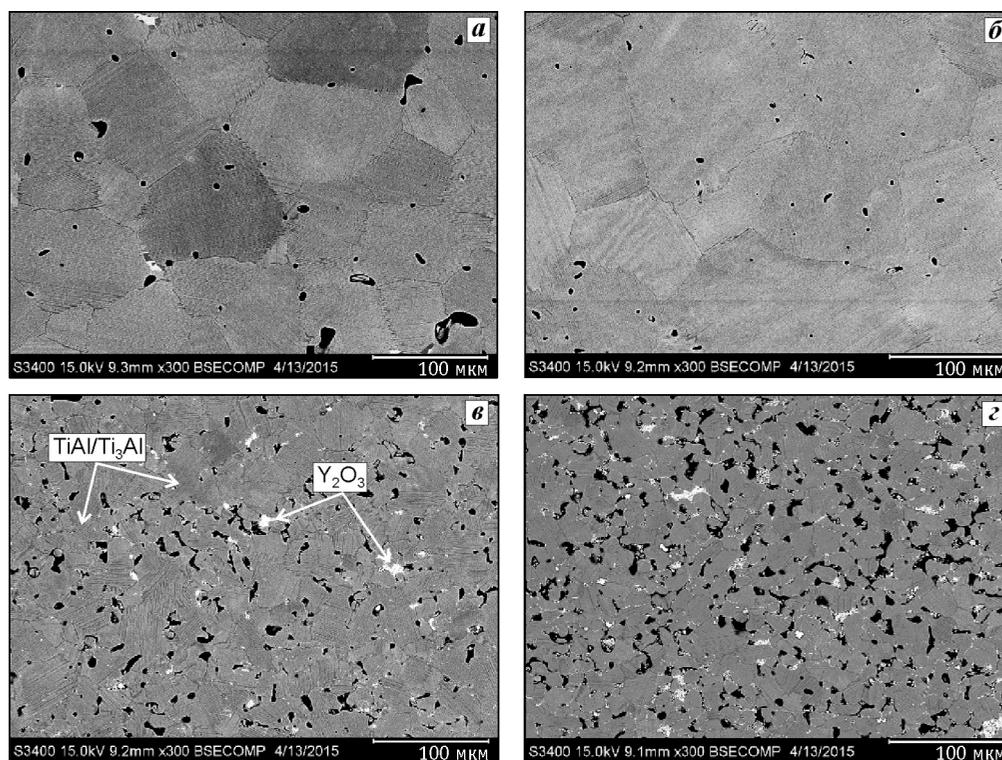


Рис. 8. Микроструктура спеченных при 1470 °С ($\tau = 30$ мин) образцов
a – без обработки в ШВМ, *б–г* – с обработкой в ШВМ ($\tau = 8$ ч)
a, б – базовый сплав 4822; *в* – 4822 + 1,0об.% Y_2O_3 , *г* – 4822 + 1,5об.% Y_2O_3

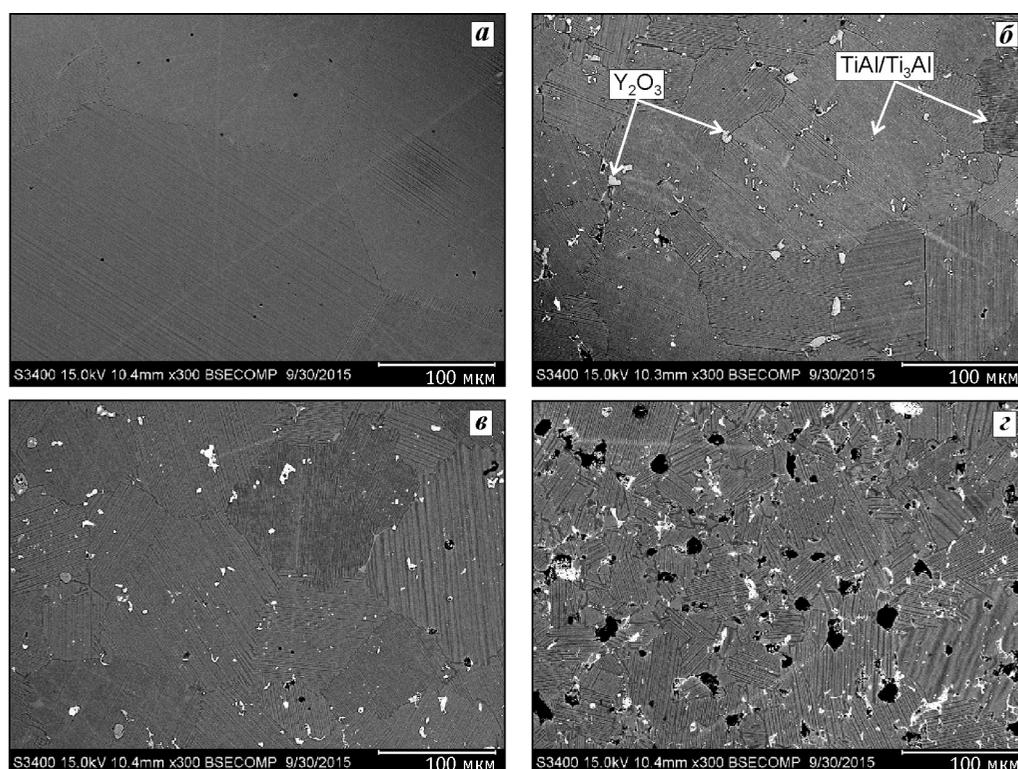


Рис. 9. Микроструктура спеченных при 1470 °С ($\tau = 2$ ч) образцов
а, в, г – обработка в ШВМ ($\tau = 8$ ч), *б* – обработка в ПЦМ ($\tau = 3$ мин)
а – базовый сплав 4822; *б, в* – 4822 + 1,0об. % Y_2O_3 , *г* – 4822 + 1,5об. % Y_2O_3

ченные при 1470 °С образцы (см. рис. 8, 9) обладают lamellarной структурой, а по мере увеличения содержания добавки оксида иттрия до 1,5 об. % структура заметно измельчается, но при этом повышается пористость. Это связано с замедлением диффузионных процессов на границах зерен. Добавка Y_2O_3 достаточно равномерно распределена по объему, хотя присутствуют отдельные скопления. С ростом времени выдержки от 30 мин до 2 ч пористость образцов значительно уменьшается. Максимальная относительная плотность (99,7–99,9) достигается на образцах без добавки и с введением 1 об. % Y_2O_3 , спеченных при 1470 °С в течение 2 ч.

По оптимизированной технологии спекания,работанной на экспериментальных образцах, был

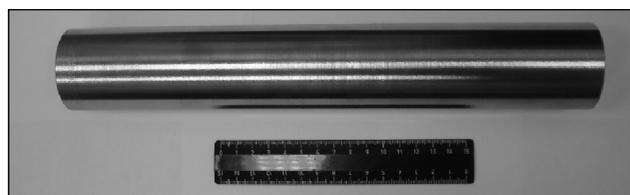


Рис. 10. Спеченный электрод из порошкового гидридно-кальциевого сплава 4822, полученный гидростатическим прессованием и вакуумным спеканием при 1470 °С

получен спеченный электрод длиной 600 мм и диаметром 60 мм (рис. 10) с пористостью менее 2 %, предназначенный для распыления на гранулы.

Выводы

1. Найден оптимальный режим смешивания интерметаллидного гидридно-кальциевого порошка сплава 4822 с модифицирующей добавкой Y_2O_3 , позволяющий получить равномерную смесь без существенного роста содержания газовых примесей.

2. Показано, что при давлении прессования ниже 1200 МПа брикеты из смеси с добавкой оксида иттрия 0–1,5 об. % имеют низкую механическую прочность и радиальные трещины. В интервале давлений 1200–1600 МПа относительная плотность линейно увеличивается и прессовки обладают достаточной прочностью для дальнейшей операции спекания.

3. С ростом содержания модифицирующей добавки Y_2O_3 уплотняемость порошковой смеси 4822 + xY_2O_3 в исследованном интервале давлений повышается.

4. Установлено, что добавка Y_2O_3 приводит к модификации структуры спеченного сплава 4822 и

ухудшению уплотняемости при спекании, в связи с чем данную добавку необходимо вводить в количестве, не превышающем 1 об. %.

5. Изучена кинетика спекания порошковых смесей сплава 4822, модифицированных Y_2O_3 . Показано, что спекание при температуре 1470 °С в течение 120 мин позволяет получить компактные образцы с остаточной пористостью на уровне 2 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.578.21.0040, проект RFMEFI57814X0040) в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы».

Литература

1. Довбыш В.М., Забеднов П.В., Зленко М.А. Аддитивные технологии и изделия из металла // Библиотечка литейщика. 2014. No. 9. С. 14–71.
2. Gibson I., Rosen D.W., Stucker B. Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing. N.Y.: Springer, Science & Business Media, 2009.
3. CompMechLab® Hi-Tech News. URL: <http://fea.ru/news/6109> (дата обращения 29.10.2015).
4. Логачева А.И., Сентюрин Ж.А., Логачев И.А. Аддитивные технологии производства ответственных изделий из металлов и сплавов (обзор) // Перспект. материалы. 2015. No. 4. С. 5–16.
5. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms // Int. Mater. Rev. 2012. Vol. 57 (3). P. 133–164.
6. Song B., Dong S., Zhang B., Liao H., Coddet C. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V // Mater. Design. 2012. Vol. 35. P. 120–125.
7. Song B., Dong S., Coddet P., Liao H., Coddet C. Fabrication and microstructure characterization of selective laser melted FeAl intermetallic parts // Surf. Coat. Technol. 2012. Vol. 206. P. 4704–4709.
8. Wang Z., Guana K., Gao M. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting // J. Alloys Compd. 2012. Vol. 513. P. 518–523.
9. Angelo P.C., Subramanian R. Powder metallurgy / Science, Technology and Applications. New Delhi: PHI Learning Pvt. Ltd, 2008.
10. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: A Technical guide. Cleveland, OH: American Society for Metals, 2002.
11. Behúlová M., Mesárošová J., Grgač P. Analysis of the influence of the gas velocity, particle size and nucleation temperature on the thermal history and microstructure development in the tool steel during atomization // J. Alloys Compd. 2014. Vol. 615. P. 217–223.
12. Yolton C.F., Froes F.H. Titanium powder metallurgy / Science, Technology and Applications. Oxford: Elsevier, 2015.
13. Neikov O., Naboychenko S., Mourachova I., Gopienko V., Frishberg I., Lotsko D. Handbook of non-ferrous metal powders / Technologies and Applications. Oxford: Elsevier, 2009.
14. Ahsan M.N., Pinkerton A.J., Moat R.J., Shackleton J. A comparative study of laser direct metal deposition characteristics using gas and plasma-atomized Ti–6Al–4V powders // Mater. Sci. Eng. 2011. Vol. 528. P. 7648–7657.
15. Ahsan M.N., Pinkerton A.J., Laiq A. A comparison of laser additive manufacturing using gas and plasma-atomized Ti–6Al–4V powders / Innovative Developments in Virtual and Physical Prototyping. London: Taylor & Francis Group, 2012.
16. Zhao X., Chen J., Lin X., Huang W. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718 // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 478. P. 119–124.
17. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured Inconel 718 // Metall. Mater. Trans. A. 2009. Vol. 40. P. 2410–2422.
18. Москвичев Ю.Л., Панин В.И., Агеев С.В. Гранульные композиты и эффективность их применения // Акт. Conf. 2011. No. 1 (70). С. 44–48.
19. Liu X., Gong K., Zhang Z., Tang L.Z. NiAl–Cr(Mo) biphasic eutectic crystal intermetallic compound modified by Ta: Пат. 100497700 (CN). 2007.
20. Касимцев А.В., Юдин С.Н., Свиридова Т.А., Маляров А.В., Зайцев А.А., Сентюрин Ж.А., Капланский Ю.Ю., Погоржев Ю.С., Левашов Е.А. Получение спеченного сплава на основе интерметаллида TiAl. Ч. 1. Гидридно-кальциевая технология получения и свойства порошкового сплава Ti–47Al–2Nb–2Cr // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 4. С. 63–68.
21. Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L., Easton D.S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures // Intermetallics. 1996. Vol. 4. P. 429–440.
22. Appel F., Oehring M., Wagner R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminate alloys // Intermetallics. 2000. No. 8. P. 1283–1312.
23. Clemens H., Wallgram W., Kremmer S., Güther V., Otto A., Bartels A. Design of Novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable β /B2-phase fraction and excellent hot-workability // Adv. Eng. Mater. 2008. No. 10. P. 707–713.
24. Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов // Письма о материалах. 2011. Т. 1. No. 1. С. 25–31.
25. Деменок А.О., Ганеев А.А. Физико-химические методы выбора легирующих элементов для системы Al–Ti // Ползуновский альманах. 2011. No. 4. С. 10–13.

References

1. *Dovbysh V.M., Zabednov P.V., Zlenko M.A.* Additivnye tekhnologii i izdeliya iz metalla [Additive technology and metal products]. *Bibliotekha liteishchika*. 2014. No. 9. P. 14–71.
2. *Gibson I., Rosen D.W., Stucker B.* Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing. Science & Business Media. New York: Springer, 2009.
3. CompMechLab® Hi-Tech News. URL: <http://fea.ru/news/6109> (accessed: 29.10.2015).
4. *Logacheva A.I., Sentyurina Zh.A., Logachev I.A.* Additivnye tekhnologii proizvodstva otvetstvennykh izdelii iz metallov i spлавov (obzor) [Additive manufacturing technology of responsible products from metals and alloys (a review)]. *Perspektivnye materialy*. 2015. No. 4. P. 5–16.
5. *Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R.* Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *Int. Mater. Rev.* 2012. Vol. 57 (3). P. 133–164.
6. *Song B., Dong S., Zhang B., Liao H., Coddet C.* Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V. *Mater. Design*. 2012. Vol. 35. P. 120–125.
7. *Song B., Dong S., Coddet P., Liao H., Coddet C.* Fabrication and microstructure characterization of selective laser melted FeAl intermetallic parts. *Surf. Coat. Technol.* 2012. Vol. 206. P. 4704–4709.
8. *Wang Z., Guana K., Gao M.* The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting. *J. Alloys Compd.* 2012. Vol. 513. P. 518–523.
9. *Angelo P.C., Subramanian R.* Powder metallurgy. Science, Technology and Applications. New Delhi: PHI Learning Pvt. Ltd, 2008.
10. *Donachie M.J., Donachie S.J.* Superalloys: A Technical guide. Cleaveland, OH: American Society for Metals, 2002.
11. *Behúlová M., Mesárošová J., Grgáč P.* Analysis of the influence of the gas velocity, particle size and nucleation temperature on the thermal history and microstructure development in the tool steel during atomization. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 615. P. 217–223.
12. *Yolton C.F., Froes F.H.* Titanium powder metallurgy. Science, Technology and Applications. Oxford: Elsevier, 2015.
13. *Neikov O., Naboychenko S., Mourachova I., Gopienko V., Frishberg I., Lotsko D.* Handbook of non-ferrous metal powders. Technologies and Applications. Oxford: Elsevier, 2009.
14. *Ahsan M.N., Pinkerton A.J., Moat R.J., Shackleton J.* A comparative study of laser direct metal deposition characteristics using gas and plasma-atomized Ti–6Al–4V powders. *Mater. Sci. Eng.* 2011. Vol. 528. P. 7648–7657.
15. *Ahsan M.N., Pinkerton A.J., Laiq A.* A comparison of laser additive manufacturing using gas and plasma-atomized Ti–6Al–4V powders. *Innovative Developments in Virtual and Physical Prototyping*. London: Taylor & Francis Group, 2012.
16. *Zhao X., Chen J., Lin X., Huang W.* Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 478. P. 119–124.
17. *Qi H., Azer M., Ritter A.* Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured Inconel 718. *Metall. Mater. Trans. A*. 2009. Vol. 40. P. 2410–2422.
18. *Moskvichev Yu.L., Panin V.I., Ageev S.V.* Granul'nye kompozity i effektivnost' ikh primeneniya [Granules composites and effectiveness of their performance]. *Actual Conference*. 2011. No. 1 (70). P. 44–48.
19. *Liu X., Gong K., Zhang Z., Tang L.Z.* NiAl–Cr(Mo) biphasic eutectic crystal intermetallic compound modified by Ta: Pat. 100497700 (CN). 2007.
20. *Kasimtsev A.V., Yudin S.N., Sviridova T.A., Malyarov A.V., Zaitsev A.A., Sentyurina Zh.A., Kaplanskii Yu.Yu., Pogozhev Yu.S., Levashov E.A.* Poluchenie spechennogo splava na osnove intermetallida TiAl. Chast' 1. Gidridno-kal'tsiyevaya tekhnologiya polucheniya i svoystva poroshkovogo splava Ti–47Al–2Nb–2Cr [Producing a sintered alloy based on intermetallic compounds TiAl. Part 1: Calcium-hydride technology of obtaining and properties of powder alloy Ti–47Al–2Nb–2Cr]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 4. P. 63–68.
21. *Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L., Easton D.S.* Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures. *Intermetallics*. 1996. Vol. 4. P. 429–440.
22. *Appel F., Oehring M., Wagner R.* Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys. *Intermetallics*. 2000. No. 8. P. 1283–1312.
23. *Clemens H., Wallgram W., Kremmer S., Güther V., Otto A., Bartels A.* Design of Novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable β /B2-phase fraction and excellent hot-workability. *Adv. Eng. Mater.* 2008. No. 10. P. 707–713.
24. *Imaev V.M., Imaev R.M., Oleneva T.I.* Sovremennoe sostoyanie issledovaniy i perspektivy razvitiya tekhnologii intermetallidnykh γ -TiAl spлавov [The current state of research and prospects for the development of technologies intermetallic γ -TiAl alloys]. *Pis'ma o materialakh*. 2011. Vol. 1. No. 1. P. 25–31.
25. *Demenov A.O., Ganeev A.A.* Fiziko-himicheskie metody vybora legiruyushchih elementov dlya sistemy Al–Ti [Physical and chemical methods of choice of the alloying elements for Al–Ti system]. *Polzunovskij al'manah*. 2011. No. 4. P. 10–13.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЕРЕПЛАВА НА СТРУКТУРНУЮ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ

© 2016 г. **В.В. Санин, М.Р. Филонов, В.И. Юхвид, Ю.А. Аникин, А.М. Михайлов**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН), г. Черноголовка

Статья поступила в редакцию 18.05.15 г., доработана 01.10.15 г., подписана в печать 05.10.15 г.

Исследовано влияние температуры переплава на структурную наследственность сплава, полученного методами центробежной СВС-металлургии. На примере интерметаллидного сплава на основе NiAl, высоколегированного бором, показано, что температура перегрева сплава более 100 °С (от $t_{пл}$) при вакуумно-индукционном переплаве приводит к существенному укрупнению структурных составляющих СВС-сплава и возникновению ликваций. Все исследуемые образцы сплава имели композиционную структуру, состоящую из матрицы твердого раствора замещения на основе NiAl, сетчатых включений τ -борида ($Ni_{20}Al_3B_6$) и дисперсионных выделений комплексного борида (Mo, Cr)B.

Ключевые слова: СВС-металлургия, литые жаропрочные сплавы, вязкость расплавленного металла, вискозиметрия, структурная наследственность сплавов.

Санин В.В. – инженер, соискатель кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов (ФНСиВТМ) МИСиС (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: sanin@misis.ru.

Филонов М.Р. – докт. техн. наук, проф., проректор по науке и инновациям МИСиС. Тел.: (499) 237-22-25. E-mail: filonov@misis.ru.

Юхвид В.И. – докт. техн. наук, проф., зав. лабораторией ИСМАН (142432, г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8). Тел.: (496) 524-63-96. E-mail: yukh@ism.ac.ru.

Аникин Ю.А. – канд. техн. наук, вед. науч. сотр. кафедры ФНСиВТМ МИСиС. Тел.: (495) 955-00-41. E-mail: otc2004@mail.ru.

Михайлов А.М. – мл. науч. сотр. кафедры металлургии стали и ферросплавов МИСиС. Тел.: (495) 955-00-44. E-mail: amikhailov@ntc-tsm.ru.

Для цитирования: Санин В.В., Филонов М.Р., Юхвид В.И., Аникин Ю.А., Михайлов А.М. Исследование влияния температуры переплава на структурную наследственность сплавов, полученных методом центробежной СВС-металлургии // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 63–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-63-71.

Sanin V.V., Filonov M.R., Yuxhvid V.I., Anikin Yu.A., Mikhailov A.M.

Study of remelting temperature effect on the structural heredity of alloys produced by centrifugal SHS method

The paper studies a remelt temperature effect on the structural heredity of an alloy produced by centrifugal SHS metallurgy methods. An example of intermetallic NiAl grade highly alloyed with boron demonstrates that the alloy superheat temperature over 100 °С (from t_{melt}) during vacuum induction remelting causes a substantial enlargement of SHS alloy structural components and occurrence of segregations. All test samples of the alloy had a composite structure consisting of a substitutional solid solution NiAl matrix, reticular inclusions of τ -boride ($Ni_{20}Al_3B_6$) and dispersion discharge of complex boride (Mo, Cr)B.

Key words: SHS metallurgy, cast heat-resistant alloys, viscosity of molten metal, viscometry, structural heredity of alloys.

Sanin V.V. – engineer, graduate student, Department of functional nanosystems and high-temperature materials (FNS&HTM), MISIS (119049, Russia, Moscow, Leninsky pr., 4). E-mail: sanin@misis.ru.

Filonov M.R. – Dr. Sci. (Tech.), prof., vice-rector of Science and innovation MISIS. Tel.: +(499) 237-22-25. E-mail: filonov@misis.ru.

Yuxhvid V.I. – Dr. Sci. (Tech.), prof., head of the Laboratory, Institute of Structural Macrokinetics and Materials, Russian Academy of Sciences (142432, Russia, Moscow Region, Chernogolovka, Academician Osipyan str., 8). Tel.: +(496) 524-63-96. E-mail: yukh@ism.ac.ru.

Anikin Yu.A. – Ph.D., leading research scientist, Department of FNS&HTM, MISIS. Tel.: +(495) 955-00-41. E-mail: otc2004@mail.ru.

Mikhailov A.M. – junior research scientist, Department of metallurgy of steel and ferro-alloys, MISIS. Tel.: (495) 955-00-44. E-mail: amikhailov@ntc-tsm.ru.

Citation: Sanin V.V., Filonov M.R., Yuxhvid V.I., Anikin Yu.A., Mikhailov A.M. Issledovanie vliyaniya temperatury pereplava na strukturnuyu nasledstvennost' spлавov, poluchennykh metodom tsentrobezhnoi SHS-metallurgii. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 63–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-63-71.

Введение

Для изготовления изделий особо ответственного назначения, эксплуатируемых в температурном интервале 700—1100 °С, используют деформируемые и литейные легированные сплавы на основе никеля, кобальта или железа [1—3], представляющие собой естественные композиты с субмикрометровым и нанофазным упрочнением. Для повышения комплекса характеристик таких сплавов в большинстве промышленно развитых стран непрерывно проводят исследования по анализу и поиску новых систем легирования и совершенствованию технологии их литья [2, 4—8]. Проблема получения требуемой мелкозернистой структуры и заданного уровня свойств в отливках имеет существенное значение в промышленных технологиях литья высоколегированных сплавов. Легирующие и модифицирующие элементы могут накапливаться в сплавах и при переплавах сказываться на качестве литья. Поэтому изучение эффектов наследственности, влияния условий обработки (параметров переплава, перегрева расплава, скорости охлаждения при кристаллизации), наличия нерастворимых примесей (оксидов, интерметаллидов и др.) на формирование структуры и уровень механических свойств промышленных и особенно вновь разрабатываемых сплавов весьма актуально в настоящее время для литейного производства.

Современное производство литых изделий из высоколегированных сплавов обычно включает стадию получения (формирования) шихтовой заготовки с регламентированным химическим составом и микроструктурой и непосредственно стадию отливки изделий заданной формы из материала шихтовой заготовки. Обе стадии тесно взаимосвязаны.

Качество и технология выплавки шихтовых материалов (сплавов для последующей разливки) могут оказывать существенное влияние на параметры технологии литья изделий и свойства конечных продуктов. Современное производство шихтовых сплавов включает выплавку в вакуумных индукционных печах (ВИП) и последующий вакуумный дуговой переплав (ВДП). Такое сочетание обеспечивает минимальную загрязненность металла примесями газов, цветных металлов, неметаллическими включениями. Тем не менее технология ВИП + ВДП имеет ряд недостатков: высокая энергозатратность; многостадийность (многократный ВДП); неоднородность расходуемого электрода,

отливаемого в ВИП (его осевая зона поражена по всей высоте усадочными пустотами, вскрытие которых при ВДП приводит к нарушению стабильности процесса); дополнительное увеличение себестоимости продукции вследствие удаления значительной части металла на стадии подготовки расходуемого электрода к переплаву.

Одним из эффективных направлений в решении проблемы гарантированного повышения потребительских свойств указанных изделий при одновременном снижении энергетических и материальных затрат на их изготовление является разработка комплексной технологии получения рассматриваемых литых материалов, которая включает:

— синтез литых сплавов с регламентированным химическим составом методом СВС-металлургии [9, 10]. За счет использования химической энергии, выделяемой в процессе взаимодействия высокоэзотермических составов термитного типа (режим горения), СВС-металлургия является одним из самых энергоэффективных методов получения литых материалов;

— металлургическую обработку (индукционный переплав в вакууме или инертной среде) синтезированных СВС-материалов с последующей заливкой в форму с заданной геометрией.

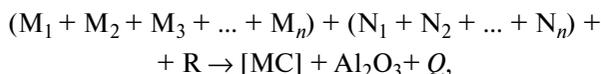
Цель настоящей работы — отработка метода синтеза литого сплава методом СВС-металлургии (без использования печных технологий) и исследование влияния параметров последующего металлургического передела СВС-сплава на формирование микроструктуры и фазового состава отливок. В литературе подобные исследования не представлены, и поэтому поставленные в работе задачи являются «пионерскими».

Методика исследования

Синтез литых сплавов методом СВС-металлургии

Для получения сплавов с регламентированным химическим составом был использован метод СВС-металлургии — один из базовых технологических направлений СВС [11]. СВС-металлургия является материалообразующим процессом, использующим для синтеза литых тугоплавких материалов высокоэзотермические СВС-смеси термитного типа, состоящие из оксидов металлов, активного восстановителя и неметаллов. В общем виде химическую схему синтеза многокомпонен-

тных сплавов методом СВС-металлургии можно представить как



где M_n — оксиды Cr, Ni, Co, Nb, W, Mo, Mn и др.; N_n — неметаллы (C, B и др.); MC — многокомпонентный сплав; R — металл-восстановитель (Al); Q — количество выделенной теплоты.

При горении таких высокоэкзотермических составов за фронтом горения формируется слой расплава продуктов горения. Расплав состоит из двух фаз — металла и шлака (Al_2O_3). Вследствие их взаимной нерастворимости и значительной разницы в удельных массах под действием гравитации происходит фазоразделение. Образующийся слиток представляет собой двухслойный продукт, в котором нижний слой — металлический сплав, а верхний — оксидный шлак.

Воздействие высокой гравитации, создаваемой в центробежных установках, подавляет разброс продуктов горения в процессе синтеза, интенсифицирует фазоразделение металлической (сплав) и оксидной (корунд) фаз и способствует выравниванию (гомогенизации) состава сплава и формированию более мелкозернистой структуры формируемых продуктов [12–15].

Схема приготовления экзотермических составов включала дозировку компонентов, их смешивание

в планетарном смесителе в течение 15 мин и засыпку шихты в графитовые формы диаметром 40–60 мм. Все эксперименты по сжиганию приготовленных составов проводили под воздействием центробежного ускорения, создаваемого в центробежной СВС-установке [10]. Величина заданного ускорения определялась скоростью вращения ротора установки и варьировалась от 10 до 400 g.

Для исследований был выбран модельный состав на основе никеля, высоколегированный Al, Mo, Cr и В:

Компонент	Ni	Cr	Al	Mo	Mn	Hf	B
Доля, мас.%	осн.	4,1	13,6	14,5	0,4	1,0	3,1

Для приготовления составов использовали: оксиды металлов с чистотой $\geq 99,6$ % и размером частиц 20–60 мкм; металл-восстановитель (Al) марки ПА-4 с размером частиц основной фракции 140–160 мкм и чистотой $\geq 98,0$ %; бор аморфный марки А с чистотой 94,2 % и размером частиц < 20 мкм; углерод с размером частиц < 80 мкм; графитный порошок марки ГФМ-1.

Исследование фазового состава и микроструктуры

Микроструктуру полученных сплавов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на установке высокого разрешения «Zeiss Ultra plus» на базе «Ultra 55». Рентгенофазовый анализ синтезированных продуктов проводили

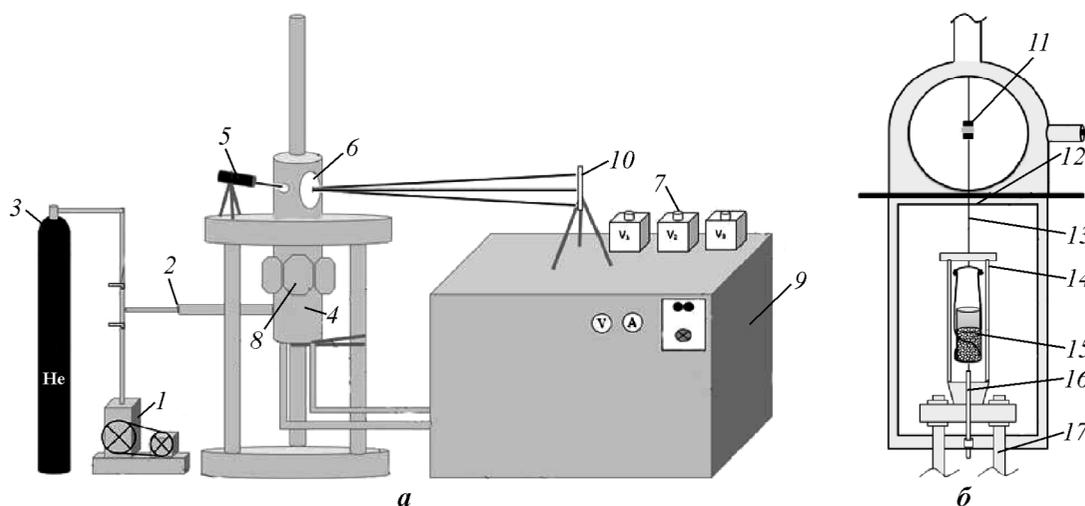


Рис. 1. Общая схема высокотемпературного комплекса (а) и подвесной системы (б) для измерения вязкости металлических расплавов (ВИК-ВМР)

1 — вакуумный насос; 2 — система газонаполнения экспериментальной камеры; 3 — баллон с инертным газом; 4 — герметичный корпус вискозиметра; 5 — лазерный модуль (8 мм, 650 нм, 5 мВт); 6 — герметичное прозрачное окно; 7 — электрические блоки управления электромагнитными катушками; 8 — электромагнитные катушки; 9 — электрический блок управления нагревательными элементами; 10 — шкала контроля амплитуды затухания колебаний; 11 — зеркало; 12 — лазерный модуль; 13 — подвес из вольфрамовой проволоки ~2 мм; 14 — резистивный графитный нагреватель; 15 — тигель с расплавленным металлом; 16 — термопара ВР-5/20; 17 — токоподводы

на установке ДРОН-3 (Cu-катод), интервал съемки $2\theta = 10 \div 100^\circ$.

Метод измерения температуры плавления и вязкости расплавов

Для изучения влияния условий металлургического передела СВС-сплава (показателей перегрева расплава) на формирование фазового состава и микроструктуры был использован высокотемпературный измерительный комплекс для определения вязкости металлических расплавов (ВИК-ВМР) методом крутильных колебаний [16, 17] с возможностью проведения экспериментальных исследований в широком температурном интервале (до 2000°C) в вакууме и в атмосфере инертных газов. Схематическое изображение установки представлено на рис. 1.

Существующие методы определения вязкости основаны на регистрации различных параметров, функционально связанных с величиной вязкости. Связь между наблюдаемыми параметрами колеблющейся системы и вязкостью исследуемой жидкости математически обоснована в работе [18].

Для вычисления значения кинематической вязкости в первую очередь требуется экспериментальное определение логарифмического декремента затухания и периода колебаний пустой системы и системы с жидкостью.

В проведенных исследованиях для каждой экспериментальной температуры проводились три замера значений периода колебаний с целью построения зависимости вязкости от температуры.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Закономерности горения и гравитационной сепарации литых продуктов при СВС

Анализ образцов в исследуемом интервале значений g показал, что слитки сплава, синтезированные при $g > 150$, обладали массой, близкой к расчетной ($\sim 98 \text{ мас.}\%$), а ее потеря (разброс) в процессе горения не превышала $1,5 \text{ мас.}\%$. Все образцы, полученные в интервале от 150 до 400 g , имели литой вид, и наблюдалось четкое разделение на 2 слоя — целевой сплав и оксидный слой (Al_2O_3). На поперечном разрезе (шлифе) слитка остаточная пористость не отмечена.

В экспериментах по синтезу при различных значениях g было установлено существенное увеличение скорости горения (U) от 2 до 8 см/с . Наиболее

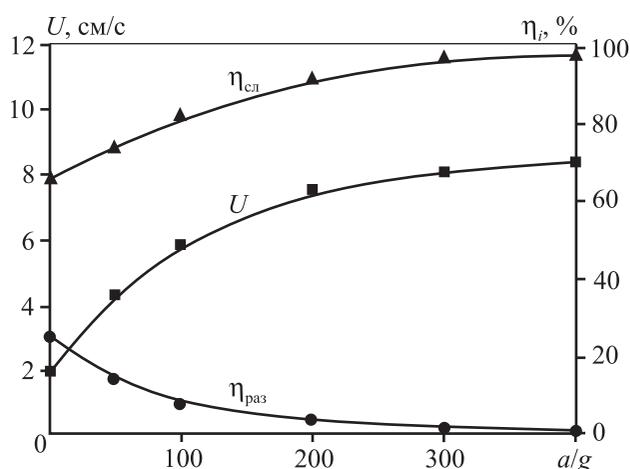


Рис. 2. Влияние перегрузки (a/g) на скорость горения (U), разброс смеси ($\eta_{\text{раз}}$) и полноту выхода металлической фазы в слиток ($\eta_{\text{сл}}$)

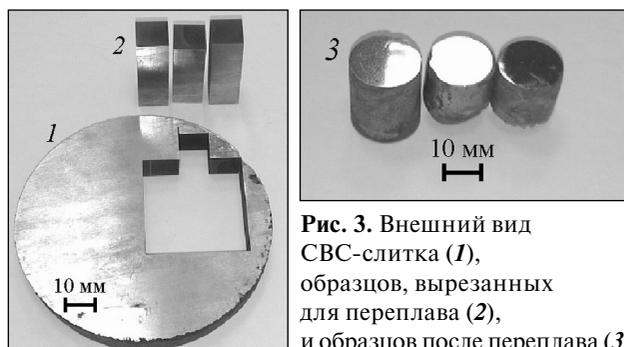


Рис. 3. Внешний вид СВС-слитка (1), образцов, вырезанных для переплава (2), и образцов после переплава (3)

интенсивное ее повышение (рис. 2) происходило в интервале 50—200 g .

Следует также отметить, что наряду со значительным ростом U с усилением гравитации наблюдалось существенное снижение величины разброса ($\eta_{\text{раз}}$), а глубина выхода целевого продукта в слиток ($\eta_{\text{сл}}$) приближалась к расчетному значению. Исходя из полученных данных оптимальная область значений перегрузки для синтеза исследуемого сплава составляет 150—200 g . В центре верхней части полученных образцов присутствовала небольшая усадочная раковина, что является характерным признаком литого состояния. Для проведения исследований по последующему переплаву полученных СВС-материалов из центральной части слитка были вырезаны 3 одинаковых образца (рис. 3).

Измерение температуры плавления и вязкости расплава

В первой части экспериментов была измерена температура плавления исследуемого сплава, ко-

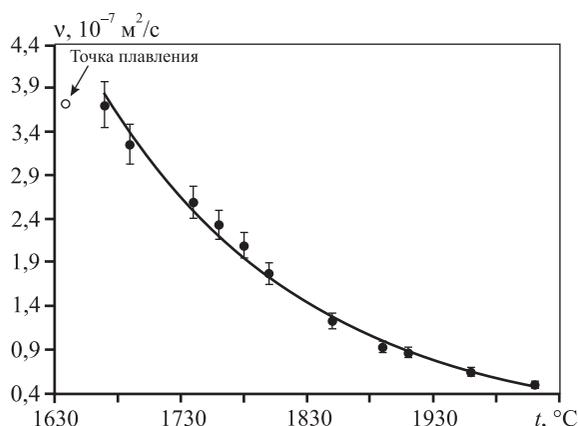


Рис. 4. Зависимость кинематической вязкости расплава (ν) исследуемого сплава от температуры

торая составила 1640°C (рис. 4). Согласно фазовой диаграмме, она соответствует алюминиду никеля эквимольного состава (NiAl) — это указывает на то, что матрица изучаемого сплава формируется на основе NiAl.

При дальнейшем разогреве образца была получена зависимость кинематической вязкости расплава от температуры в режиме нагрева. Полученные данные (см. рис. 4) свидетельствуют о том, что «перегрев» сплава выше температуры ликвидуса в интервале $200\text{—}300^{\circ}\text{C}$ позволяет уменьшить вязкость расплава более чем в 2,5 раза. Такое заметное снижение вязкости является положительным результатом для формирования отливок непростой конфигурации, когда требуется заливка расплава в геометрически сложные формы, и отливки тонкостенных изделий.

Поскольку влияние температуры «перегрева» может быть многогранным, представляло интерес исследовать ее роль в формировании состава и микроструктуры сплавов.

Микроструктура литых СВС-сплавов и их образцов после металлургической обработки

На рис. 5 представлены фотографии микроструктур сплава, полученного методом СВС-металлургии, (рис. 5, а) и его образцов после последующего металлургического передела (рис. 5, б—г) — переплав осуществлялся при температурах $1700, 1750$ и 1800°C соответственно. Анализ структуры СВС-сплава (см. рис. 5, а) свидетельствует, что он имеет наименьший размер структурных составляющих и, как следствие, более гомогенное распределение компонентов. Такая мелкозернистая структура является характерной особенностью СВС-сплавов.

Ранее установлено [10], что для получения литых продуктов методом СВС-металлургии необходимо превышение температуры синтеза (горения) над температурой плавления (2050°C) наиболее тугоплавкого продукта синтеза (Al_2O_3). Следовательно, после СВС металлическая фаза (расплав многокомпонентного сплава) находится в сильно «перегретом» состоянии. Воздействие повышенной гравитации при синтезе в центробежной установке интенсифицирует теплообмен между «перегретым» металлическим расплавом и «холодной» графитовой формой. Высокая скорость теплообмена расплав—форма и гравитационное перемешивание расплава вследствие неоднородности температур в объеме расплава являются факторами, способствующими формированию мелкозернистой структуры сплавов в процессе СВС-металлургии. Высокие значения температуры расплава (свыше 2050°C) не типичны для электрометаллургии. Уровень реализуемых температур при СВС в совокупности с интенсивным перемешиванием расплава определяет уникальность формируемых микроструктур СВС-сплавов.

Однако существующий уровень СВС-технологий не позволяет получать (формовать) изделия заданной формы непосредственно в процессе СВС. Поэтому, по нашему мнению, целесообразно сочетание энергоэффективного процесса СВС для получения «полупродуктов» и последующего металлургического переплава с целью формирования изделий с заданной геометрией и наиболее мелкозернистой структурой, что в большинстве случаев в практике является предпочтительным и способствует увеличению срока службы ответственных изделий, изготовленных из высоколегированных сплавов.

Анализ микроструктур образцов СВС-сплава, подвергнутых переплаву, (см. рис. 5) свидетельствует, что повышение температуры «перегрева» расплава приводит к заметному увеличению размера структурных составляющих и изменению их морфологии. Очевидно, что такие изменения структуры будут оказывать влияние на свойства отлитых изделий. Исходя из полученных результатов по изменению вязкости расплава и влиянию температуры расплава на последующее формирование микроструктуры, можно сделать заключение, что наиболее рекомендуемым интервалом температур перегрева (от $t_{\text{пл}}$) для исследуемого сплава является диапазон $50\text{—}100^{\circ}\text{C}$, для которого наблюдается наименьшая деградация исходной мелкозернистой структуры СВС-сплава.

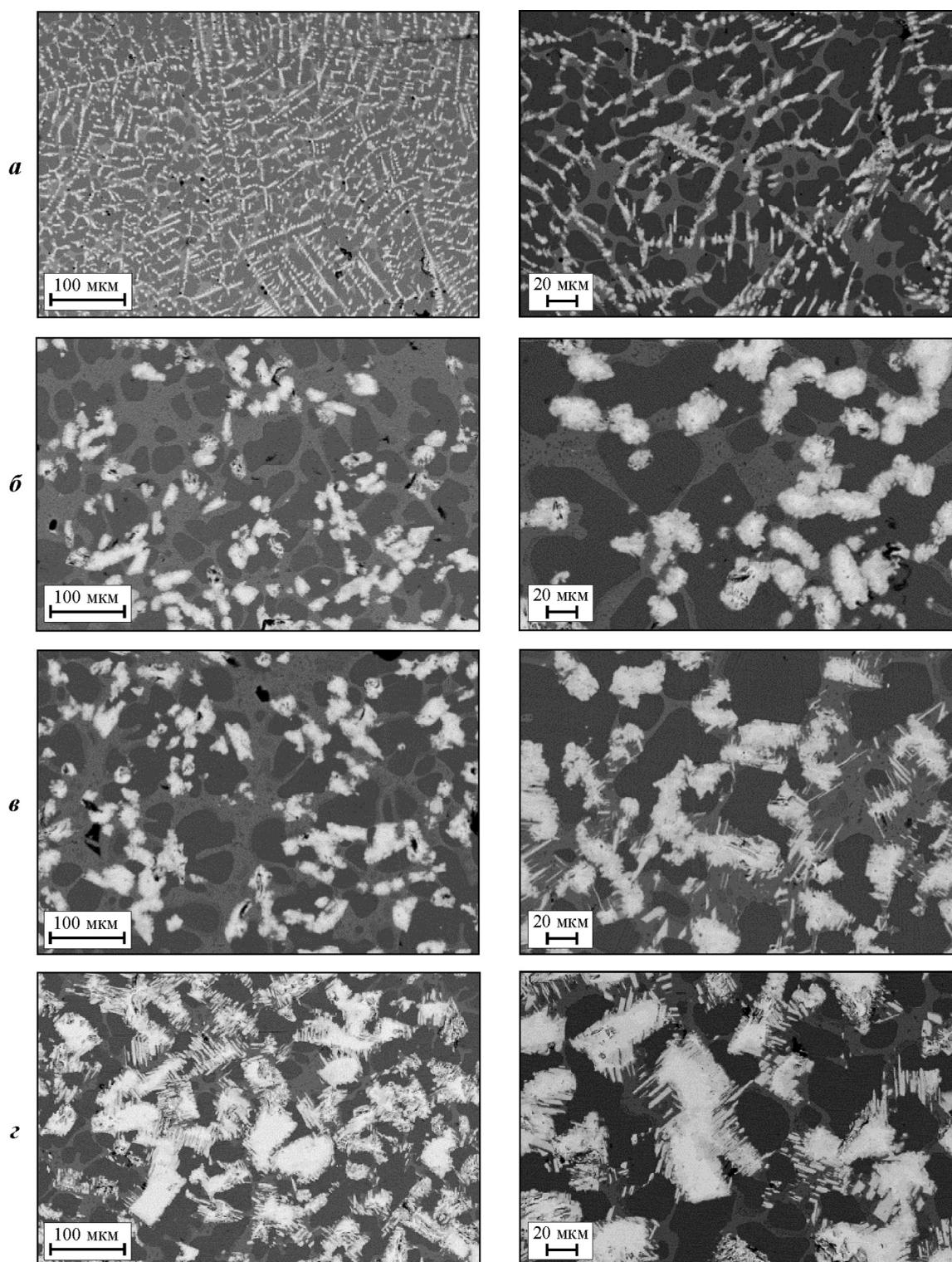
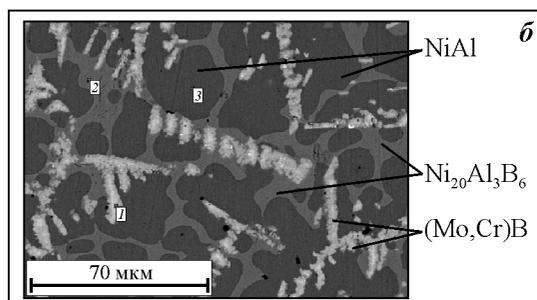
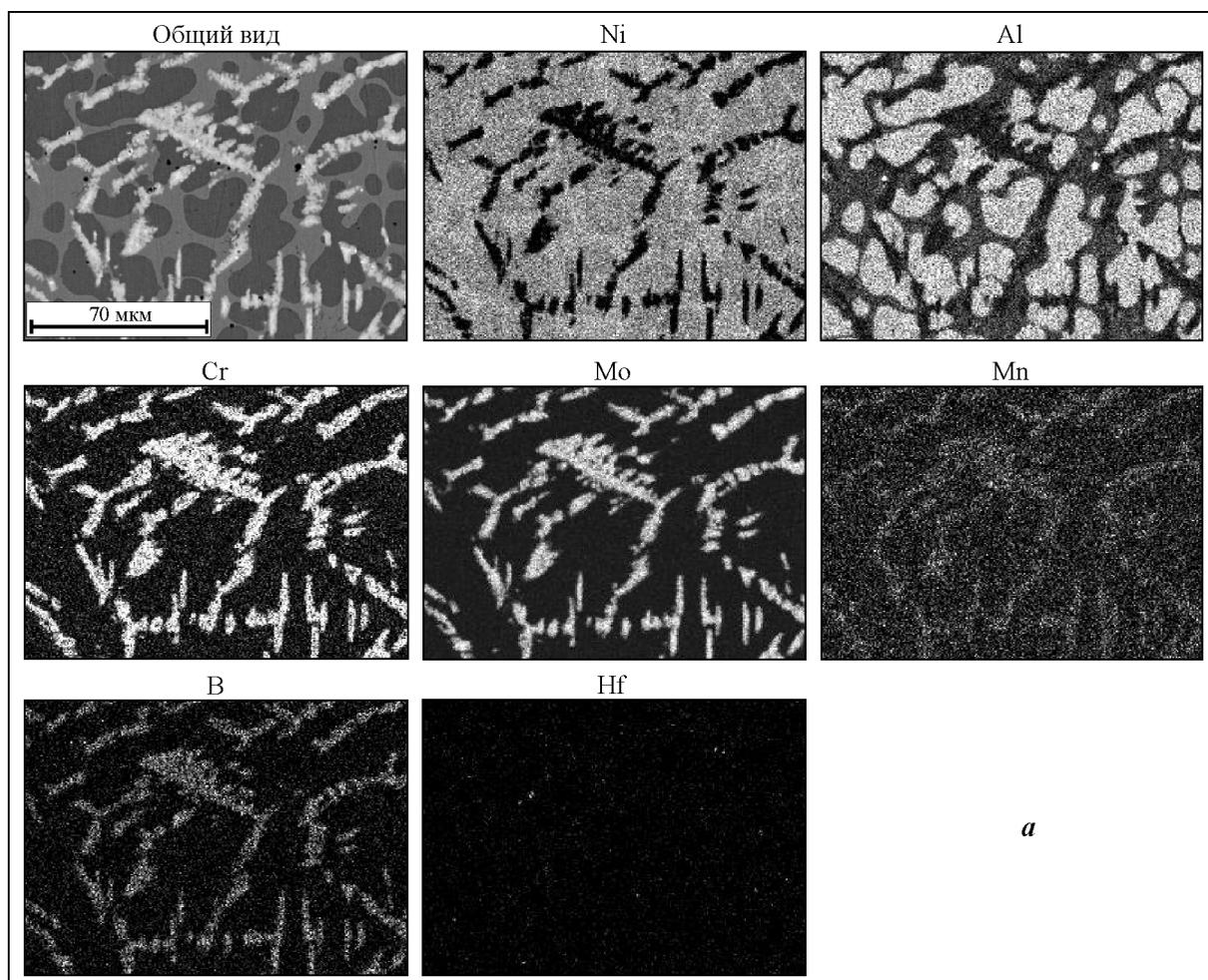


Рис. 5. Микроструктуры образцов, полученных при различных значениях температуры переплава
a – сплав после СВС; *б–г* – после переплава при t , °С: 1700 (*б*), 1750 (*в*), 1800 (*г*)

Рентгеноструктурный фазовый анализ для всех образцов показал наличие трех фаз — NiAl, Ni₂₀Al₃B₆ и (Mo,Cr)B. Имеющиеся структурные исследования фазы Ni₂₀Al₃B₆ в литературе [19–21]

представлены очень противоречиво. В некоторых публикациях данную фазу трактуют как τ-борид с общей формулой (Ni_{23-x}Al_x)B₆, а в других источниках указывается, что это интерметаллидная



Область	B	Al	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Hf
1	24,6	0,6	4,6	–	–	2,7	67,4	0,1
2	18,5	7,0	0,4	0,2	0,3	73,6	–	–
3	–	25,0	0,5	0,3	–	74,1	0,1	–

Рис. 6. Карта распределения элементов (а), микроструктура и анализ структурных составляющих (б) сплава после переплава при 1700 °С

фаза, в которой атомы Al замещены атомами B (может быть твердый раствор бора в NiAl/Ni₃Al). Детальный анализ микроструктуры и карты распределения элементов (рис. 6, а) выявил набор всех структурных элементов, который включает (рис. 6, б): матрицу сплава (темно-серая область 3), формирующуюся на основе фазы NiAl; крупные сетчатые включения (светло-серая область 2), представленные фазой комплексного соединения Ni₂₀Al₃B₆; светло-серые пластинчатые выделения 1,

имеющие состав, близкий к монобориду MoB, но с присутствием в составе Cr, что указывает на наличие борида замещенного состава Mo(Cr)B. Основная часть Hf равномерно распределена в объеме сплава. Выделения комплексного борида (Ni₂₀Al₃B₆) агрегированы в виде линейных пластинчатых выделений. По мере повышения температуры плавления их размер меняется от ~10 до ~100 мкм, а морфология — от пластинчатой до облачных скоплений с псевдоравноосной структурой.

Заключение

Синтезирован литой сплав на основе алюминид никеля, высоколегированный бором по технологии центробежного СВС-литья. Результаты исследований показали, что этот сплав имеет композиционную структуру, состоящую из матрицы твердого раствора замещения на основе NiAl с включениями τ -борида ($\text{Ni}_{20}\text{Al}_3\text{B}_6$) и пластинчатых выделений комплексного борида (Mo, Cr)B. Быстрота протекания СВС-процесса и защита целевого продукта от окисления слоем шлака Al_2O_3 позволяют получить литой сплав в атмосфере воздуха, что затруднительно в случае использования металлургических альтернативных технологий или порошковой металлургии.

Показано, что одним из эффективных направлений в решении проблемы гарантированного повышения потребительских свойств изделий из литых материалов при одновременном снижении энергетических и материальных затрат на их изготовление является разработка комплексной технологии получения литых материалов, включающей стадию СВС и последующую стадию металлургического передела (индукционный переплав в вакууме или инертной среде).

Впервые исследовано влияние температуры переплава на структурную наследственность сплава, полученного методами СВС-металлургии. Полученные результаты указывают на необходимость проведения системных исследований по созданию базы данных исходных структур для каждой группы сплавов, синтезированных методом СВС, и изучения их структурной чувствительности на стадии металлургического передела.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.578.21.0040, проект RFMEFI57814X0040) в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы».

Литература

1. *Reed R.C.* The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge (UK): Cambridge University Press, 2006.
2. *Donachie M.J., Donachie S.J.* Superalloys: A technical guide. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2002.
3. *Davis J.R.* ASM specialty handbook: Nickel, cobalt and their alloys. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2000.
4. *Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Морозова Г.И., Базылева О.А.* Основные принципы легирования интерметаллида Ni_3Al при создании высокотемпературных сплавов // *Материаловедение*. 1998. No. 7. С. 38–47.
5. *Баньных О.А., Поварова К.Б.* Технология легких сплавов. М.: ВИЛС, 1992.
6. *Поварова К.Б., Филин С.А., Масленков С.Б.* Фазовое равновесие с участием β -фазы в системах Ni–Al–Me (Me – Co, Fe, Mn, CuO) при 900 и 1100 °С // *Металлы*. 1993. No. 10. P. 191–201.
7. *Sheng L.Y., Guo J.T., Tian Y.X., Zhou L.Z., Ye H.Q.* Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified NiAl–Cr(Mo) eutectic alloy doped with trace Dy // *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 475. P. 730–734. DOI: <http://hdl.handle.net/1783.1/32942>.
8. *Hu-Tian Li, Qiang Wang, Ji-Cheng He, Jian-Ting Guo, Heng-Qiang Ye.* β -Ti(M) solid solution formation and its thermal stability in a NiAl–Cr(Mo)–(Hf,Ti) near eutectic alloy // *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. Iss. 10. P. 1395–1399.
9. *Yukhvid V.I.* Modifications of SHS processes // *Pure Appl. Chem.* 1992. Vol. 64. No. 7. P. 977–988.
10. *Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I.* Cast intermetallic alloys and related composites by combined centrifugal casting—SHS process // *Open J. Met.* 2013. No. 3. P. 12–24. DOI: <http://dx.doi.org/10.4236/ojmetal.2013.32A2003>.
11. *Мержанов А.Г.* Процессы горения и синтез материалов. Черноголовка: ИСМАН, 1998.
12. *Mahmoodian R., Hassan M.A., Rahbari R.G., Yahya R., Hamdi M.* A novel fabrication method for TiC– Al_2O_3 –Fe functional material under centrifugal acceleration // *Composites. B: Eng.* 2013. Vol. 50. P. 187–192. DOI: [10.1016/j.compositesb.2013.02.016](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.02.016).
13. *Yukhvid V.I., Sanin V.N., Merzhanov A.G.* The influence of high artificial gravity on SHS processes. Processing by Centrifugation. Amsterdam: Springer Science, Kluwer Academic, 2001.
14. *Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I.* Cast intermetallic alloys by SHS under high gravity // *J. Acta Phys. Pol. A.* 2011. Vol. 120. Iss. 2. P. 331–335.
15. *Санин В.Н., Икорников Д.М., Андреев Д.Е., Юхвид В.И.* Центробежная СВС-металлургия эвтектических сплавов на основе алюминид никеля // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2013. No. 3. С. 35–42.
16. *Anikin Yu.A., Filonov M.R., Levin Yu.B., Shumakov A.N.* Self-descriptiveness of physical properties for planar flow casting and amorphous liquid melts researching // XIII Intern. conf. on liquid and amorphous metals: Abstracts. Ekaterinburg, 2007. P. 53–54.
17. *Филонов М.Р., Аникин Ю.А., Левин Ю.Б.* Теоретические основы производства аморфных и нанокристалли-

- ческих сплавов методом сверхбыстрой закалки. М.: МИСиС, 2006.
18. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гостехиздат, 1955.
 19. Kotzot D., Ade M., Hillebrecht H. Single crystal studies on boron-rich t-borides $Ni_{3-x}M_xB_6$ ($M = Zn, Ga, In, Sn, Ir$): The surprising occurrence of B4-tetrahedra as a normal case // *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 10. P. 2281–2289.
 20. Hillebrecht H., Ade M. B4 tetrahedra for aluminum atoms: A surprising substitution in t-borides $Ni_{20}Al_3B_6$ and $Ni_{20}AlB_{14}$ // *Angew. Chem. Int. Ed.* 1998. Vol. 37. No. 7. P. 935–938.
 21. Ade M., Kotzot D., Hillebrecht H. Synthesis and crystal structures of the new metal-rich ternary borides $Ni_{12}AlB_8$, $Ni_{12}GaB_8$, and $Ni_{10.6}Ga_{0.4}B_6$: Examples for the first B5 zig-zag chain fragment // *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 8. P. 1790–1797. DOI: 10.1016/j.jssc.2010.05.009.
 10. Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I. Cast intermetallic alloys and related composites by combined centrifugal casting—SHS process. *Open J. Met.* 2013. No. 3. P. 12–24. DOI: <http://dx.doi.org/10.4236/ojmetal.2013.32A2003>.
 11. Merzhanov A.G. Protsessy goreniya i sintez materialov [Combustion and synthesis of materials]. Chernogolovka: ISMAN, 1998.
 12. Mahmoodian R., Hassan M.A., Rahbari R.G., Yahya R., Hamdi M. A novel fabrication method for $TiC-Al_2O_3-Fe$ functional material under centrifugal acceleration. *Composites. B: Eng.* 2013. Vol. 50. P. 187–192. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.02.016.
 13. Yukhvid V.I., Sanin V.N., Merzhanov A.G. The influence of high artificial gravity on SHS processes. Processing by Centrifugation. Amsterdam: Springer Science, Kluwer Academic, 2001.
 14. Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I. Cast intermetallic alloys by SHS under high gravity. *J. Acta Phys. Pol. A.* 2011. Vol. 120. Iss. 2. P. 331–335.
 15. Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Yukhvid V.I. Tsentrobezhnaya SHS-metallurgiya evtekticheskikh splavov na osnove alyuminida nikelya [Centrifugal SHS metallurgy eutectic alloys based on nickel aluminide]. *Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya.* 2013. No. 3. P. 35–42.
 16. Anikin Yu.A., Filonov M.R., Levin Yu.B., Shumakov A.N. Self-descriptiveness of physical properties for planar flow casting and amorphous liquid melts researching. *XIII Intern. conf. on liquid and amorphous metals: Abstracts.* Ekaterinburg, 2007. P. 53–54.
 17. Filonov M.R., Anikin Yu.A., Levin Yu.B. Teoreticheskie osnovy proizvodstva amorfnykh i nanokristallicheskh splavov metodom bystrogo zakalki [Fundamentals for production of amorphous and nanocrystalline alloys by melt spinning technique]. Moscow: MISIS, 2006.
 18. Shvidkovskii E.G. Nekotorye voprosy vyazkosti rasplavlennykh metallov [Some questions viscosity of molten metals]. Moscow: Gostekhizdat, 1955.
 19. Kotzot D., Ade M., Hillebrecht H. Single crystal studies on boron-rich t-borides $Ni_{3-x}M_xB_6$ ($M = Zn, Ga, In, Sn, Ir$): The surprising occurrence of B4-tetrahedra as a normal case. *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 10. P. 2281–2289.
 20. Hillebrecht H., Ade M. B4 tetrahedra for aluminum atoms: A surprising substitution in t-borides $Ni_{20}Al_3B_6$ and $Ni_{20}AlB_{14}$. *Angew. Chem. Int. Ed.* 1998. Vol. 37. No. 7. P. 935–938.
 21. Ade M., Kotzot D., Hillebrecht H. Synthesis and crystal structures of the new metal-rich ternary borides $Ni_{12}AlB_8$, $Ni_{12}GaB_8$, and $Ni_{10.6}Ga_{0.4}B_6$: Examples for the first B5 zig-zag chain fragment. *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 8. P. 1790–1797. DOI: 10.1016/j.jssc.2010.05.009.
 1. Reed R.C. The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge (UK): Cambridge University Press, 2006.
 2. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: A technical guide. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2002.
 3. Davis J.R. ASM specialty handbook: Nickel, cobalt and their alloys. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2000.
 4. Kablov E.N., Buntushkin V.P., Morozova G.I., Bazyleva O.A. Osnovnye printsipy legirovaniya intermetallida Ni_3Al pri sozdanii vysokotemperaturnykh splavov [Basic principles of doping high-temperature alloys with Ni_3Al]. *Materialovedenie.* 1998. No. 7. P. 38–47.
 5. Bannykh O.A., Povarova K.B. Tekhnologiya legkikh splavov [The technology of light alloys]. Moscow: VILS, 1992.
 6. Povarova K.B., Filin S.A., Maslenkov S.B. Fazovoe ravновесие s uchastiem β -fazy v sistemakh $Ni-Al-Me$ ($Me = Co, Fe, Mn, CuO$) pri 900 i 1100 °C [Phase equilibria involving β -phase in the $Ni-Al-Me$ system ($Me = Co, Fe, Mn, CuO$) at 900 and 1100°C]. *Metally.* 1993. No. 10. P. 191–201.
 7. Sheng L.Y., Guo J.T., Tian Y.X., Zhou L.Z., Ye H.Q. Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified $NiAl-Cr(Mo)$ eutectic alloy doped with trace Dy. *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 475. P. 730–734. DOI: <http://hdl.handle.net/1783.1/32942>.
 8. Hu-Tian Li, Qiang Wang, Ji-Cheng He, Jian-Ting Guo, Heng-Qiang Ye. β -Ti(M) solid solution formation and its thermal stability in a $NiAl-Cr(Mo)-(Hf,Ti)$ near eutectic alloy. *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. Iss. 10. P. 1395–1399.
 9. Yukhvid V.I. Modifications of SHS processes. *Pure Appl. Chem.* 1992. Vol. 64. No. 7. P. 977–988.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ПЕЧИ-КОВША ПРИ ПУЗЫРЬКОВОЙ ПРОДУВКЕ РАСПЛАВА ГАЗОМ

Сообщение IV*

© 2016 г. С.А. Новокрещенов, В.С. Швыдкий, В.П. Жуков, Д.Д. Черемисин

Уральский федеральный университет (УрФУ)
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 23.05.14 г., доработана 28.08.14 г., подписана в печать 9.09.14 г.

Значительное влияние на теплообмен при проведении огневого рафинирования меди в печи-ковше оказывают не только формирование и движение газовых пузырей в расплаве, но и объемное содержание в нем газа в виде пузырей. В представленной математической модели рассмотрено влияние газонаполненности расплава при продувке и температуры газов под крышкой на среднюю температуру рафинируемого расплава.

Ключевые слова: пузырь, печь-ковш, рафинирование меди, пор, донная продувка.

Новокрещенов С.А. – канд. техн. наук, профессор кафедры экономики и управления на металлургических предприятиях (ЭУМП) УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). Тел.: (343) 375-45-29. E-mail: Novokreschenov@el.ru.

Швыдкий В.С. – докт. техн. наук, профессор кафедры теплофизики и информатики в металлургии УрФУ. Тел.: (343) 375-48-15. E-mail: Vshvit@isnet.ru.

Жуков В.П. – докт. техн. наук, профессор кафедры металлургии тяжелых цветных металлов УрФУ. Тел.: (343) 375-47-95. E-mail: Zhukov.v.p@mail.ru.

Черемисин Д.Д. – аспирант кафедры ЭУМП УрФУ. E-mail: el.ry@el.ru.

Для цитирования: Новокрещенов С.А., Швыдкий В.С., Жуков В.П., Черемисин Д.Д. Математическое моделирование теплового режима печи-ковша при пузырьковой продувке расплава газом. Сообщение IV // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 72–78. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-72-78.

Novokreschenov S.A., Shvydkii V.S., Zhukov V.P., Cheremisin D.D.

Mathematical modeling of ladle furnace thermal conditions during gas-bubble melt blowing. Report IV

A significant effect on heat transfer during copper fire refining in a ladle furnace is caused not only by forming and motion of gas bubbles in a melt, but also by the volume content of gas bubbles. The presented mathematical model analyzes the effect of melt gas fullness during blowing and gas temperature under the cover on an average temperature of the melt being refined.

Key words: bubble, ladle furnace, copper refining, gas bubble, bottom blowing.

Novokreschenov S.A. – Cand. Sci. (Tech.), prof., Department of economics and managements at the metallurgical enterprises, Ural Federal University (UFU) (620002, Russia, Yekaterinburg, Mira str., 19). Tel.: (343) 375-45-29. E-mail: Novokreschenov@el.ru.

Shvydkii V.S. – Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of thermophysics and informatics in metallurgy, UFU. Tel.: (343) 375-48-15. E-mail: Vshvit@isnet.ru.

Zhukov V.P. – Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of metallurgy of heavy non-ferrous metals, UFU. Tel.: (343) 375-47-95. E-mail: Zhukov.v.p@mail.ru.

Cheremisin D.D. – postgraduate student, Department of economics and managements at the metallurgical enterprises, UFU. E-mail: el.ry@el.ru.

Citation: Novokreschenov S.A., Shvydkii V.S., Zhukov V.P., Cheremisin D.D. Matematicheskoe modelirovanie teplovogo rezhima pechi-kovsha pri puzыр'kovoй produvke raspлава gazom. Soobshchenie IV. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 72–78. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-72-78.

Ранее [1–4] была поставлена задача рассмотрения физической сущности процесса теплообмена между слоем расплава и движущимися газовыми пузырьками при донной продувке расплава в печи-ковше. Анализ процессов теплообмена в слое

расплава позволил подойти к идее построения модели теплового режима печи-ковша с использованием параметра, характеризующего степень газонаполненности (несплошности) слоя расплава и определяемого как отношение объема пузырей к объему слоя расплава (φ , $\text{м}^3/\text{м}^3$). В рамках принятого физического подхода к решению задачи внешнего теплообмена введено понятие объемного

* Сообщения I–III см. соответственно в [1–3].

коэффициента теплоотдачи (α_v , Вт/(м³·град)) для слоя расплава, продуваемого газом:

$$\alpha_v = \alpha_F F,$$

где α_F — коэффициент теплоотдачи от газа к поверхности макрочастиц расплава; F — поверхность макрочастиц расплава единицы объема слоя, м³/м³. В нашем случае F — это поверхность пузырей в единице объема расплава.

Закономерность формирования температурного поля в слое расплава при его нагреве движущимися газовыми пузырями с параметром ϕ и поперечным сечением 1 м² можно формализовать следующим образом.

Через элементарный слой dy , состоящий из макрочастиц расплава, газ проходит за время $d\tau$, имея скорость на свободное сечение, равную $W_\Gamma = \phi \bar{\omega}_\Gamma$. При допущении, что скорость движения газовых пузырей постоянна и равна $\bar{\omega}_\Gamma = 1/2(0,44 + 0,507) = 0,475$ м/с [3], а расплав имеет бесконечно большую теплопроводность, изменение теплосодержания газа в элементарном слое расплава определяется изменением его по направлению потока газов (по dy) и по времени (по $d\tau$):

$$\begin{aligned} d^2Q &= c_\Gamma \rho_\Gamma \phi \left(\frac{dt_\Gamma}{d\tau} \right) dy d\tau = \\ &= c_\Gamma \rho_\Gamma \phi \frac{\partial t_\Gamma}{\partial y} \frac{\partial y}{\partial \tau} dy d\tau + c_\Gamma \rho_\Gamma \phi \frac{\partial t_\Gamma}{\partial \tau} dy d\tau. \end{aligned} \quad (1)$$

Так как $\partial y / \partial \tau = \omega_\Gamma$, м/с; $\phi \omega_\Gamma = W_\Gamma$; c_Γ — теплоемкость газа, Дж/(кг·град); ρ_Γ — его плотность, кг/м³, то выражение (1) можно записать в следующем виде:

$$d^2Q = c_\Gamma \rho_\Gamma \left(W_\Gamma \frac{\partial t_\Gamma}{\partial y} + \phi \frac{\partial t_\Gamma}{\partial \tau} \right) dy d\tau. \quad (2)$$

Это же количество тепла, которое отдает газ при нагреве слоя расплава, равно

$$-d^2Q = \alpha_v (t_\Gamma - t_{\text{распл}}) dy d\tau + d^2Q_{\text{потерь}}. \quad (3)$$

Приравняв (2) и (3) и принимая адиабатический процесс нагрева расплава, т.е. $d^2Q_{\text{потерь}} = 0$, получаем

$$-\alpha_v (t_\Gamma - t_{\text{распл}}) = c_\Gamma \rho_\Gamma \left(W_\Gamma \frac{\partial t_\Gamma}{\partial y} + \phi \frac{\partial t_\Gamma}{\partial \tau} \right). \quad (4)$$

Аналогично, рассматривая теплообмен со стороны слоя расплава и учитывая, что изменение теплосодержания макрочастиц расплава будет происходить в элементарном слое только во времени (по $d\tau$), можно записать:

$$\alpha_v (t_\Gamma - t_{\text{распл}}) = c_{\text{распл}} \rho_{\text{распл}} (1 - \phi) \frac{\partial t_{\text{распл}}}{\partial \tau}, \quad (5)$$

где $c_{\text{распл}} = c_{\text{распл}}^{\text{физ}} + c_{\text{распл}}^{\text{хим}}$.

Здесь $c_{\text{распл}}^{\text{физ}}$ — массовая теплоемкость расплава, Дж/(кг·град), а $c_{\text{распл}}^{\text{хим}} = \sum q_{\text{хим}} / [m_{\text{распл}} (\bar{t}_\Gamma - \bar{t}_{\text{распл}})]$ — теплоемкость расплава, возникающая за счет протекания химических реакций, где $\sum q_{\text{хим}}$ — суммарный тепловой эффект реакций окисления (восстановления), Дж.

Систему уравнений (4) и (5) дополняем краевыми условиями:

$$\begin{cases} y = 0, & t_\Gamma = t_{\Gamma 0}; \\ \tau = 0, & t_{\text{распл}} = t_{\text{нач}} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}. \end{cases}$$

Приближенная математическая модель теплового режима окончательно будет иметь вид

$$\begin{cases} -\alpha_v (t_\Gamma - t_{\text{распл}}) = c_\Gamma \rho_\Gamma \left(W_\Gamma \frac{\partial t_\Gamma}{\partial y} + \phi \frac{\partial t_\Gamma}{\partial \tau} \right); \\ \alpha_v (t_\Gamma - t_{\text{распл}}) = c_{\text{распл}} \rho_{\text{распл}} (1 - \phi) \frac{\partial t_{\text{распл}}}{\partial \tau}; \\ y = 0, & t_\Gamma = t_{\Gamma 0}; \\ \tau = 0, & t_{\text{распл}} = t_{\text{нач}} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}. \end{cases} \quad (6)$$

Численное решение системы (6) находим при следующих допущениях:

— газовые пузыри равномерно распределены по сечению слоя расплава и сохраняют в объеме расплава сферическую форму с диаметром, равным среднему значению 13,57 мм [4];

— расплав неподвижен, средняя скорость движения газовых пузырей постоянна по высоте и равна $\bar{\omega}_\Gamma = 0,475$ м/с;

— химические превращения в объеме расплава отсутствуют, т.е. $c_{\text{распл}}^{\text{хим}} = 0$;

— величина F однозначно определяется параметром ϕ и геометрическим размером пузыря $R_{\text{пуз}}$. Действительно:

$$\phi = \frac{\sum V_{\text{пуз}}}{V_{\text{распл}}} = \frac{n \cdot \frac{4}{3} \pi R_{\text{пуз}}^3}{V_{\text{распл}}}, \quad (7)$$

а

$$F = \frac{\sum F_{\text{пуз}}}{V_{\text{распл}}} = \frac{n \cdot 4\pi R_{\text{пуз}}^2}{V_{\text{распл}}}, \quad (8)$$

где n — мгновенное количество пузырей в объеме расплава; $\sum V_{\text{пуз}}$ — суммарный объем пузырей, м³; $\sum F_{\text{пуз}}$ — суммарная поверхность пузырей, м².

Решая совместно (7) и (8) относительно F , получим

$$F = \frac{3\phi}{R_{\text{пуз}}} = \frac{3 \cdot 2 \cdot \phi}{13,57 \cdot 10^{-3}} = 0,442 \cdot 10^3 \text{ [м}^3/\text{м}^3\text{]}.$$

Автор [5, 6] предлагает широкую статистику параметров пузырей при продувке, а в [7, 8] представлены данные об изменении газонаполненности расплава по высоте и во время проведения различных технологических операций, которые коррелируют с расчетными данными [1]. Соответственно принимаем величину $\varphi = 11,3 \%$, что согласуется с реальной обстановкой эксперимента.

С учетом методики [9] найдем численные оценки коэффициентов системы (6) (расплав продувается воздухом):

$$1) \alpha_v = \alpha_F F = 442\varphi\alpha_F,$$

где $\alpha_F = Nu\lambda/d_{пуз}$.

Критерий Нуссельта определяем по уравнению [10]:

$$Nu = 2 + 0,6Re^{0,5} Pr^{0,33}.$$

После подстановки численных значений теплоемкости и коэффициента теплопроводности для средней по массе температуры расплава $\bar{t}_{распл} = 1200^\circ C$ [11] получим $Re = 28,8$, $Pr = 0,724$, $Nu = 4,894$, $\alpha_F \approx 3,016 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$.

Окончательно получим:

$$\alpha_v = 442 \cdot \varphi \cdot 3,016 = 14593,3\varphi \text{ [Вт}/(\text{м}^3 \cdot \text{град})].$$

$$2) c_r \rho_r W_r = c_r \frac{\rho_{r0}}{1 + \beta t_r} W_{r0} (1 + \beta t_r), \text{ или } c_r \rho_r W_r = c_r \rho_{r0} W_{r0},$$

где ρ_{r0} , W_{r0} — плотность и скорость движения газа, приведенные к нормальным условиям.

В соответствии с данными работы [1] примем

$$\rho_{r0} = 1,27 \text{ кг}/\text{м}^3,$$

$$\rho_{распл} = 7790 \text{ кг}/\text{м}^3,$$

$$W_{r0} = \varphi \bar{\omega}_r = 0,475\varphi \text{ м}/\text{с},$$

$c_{распл} = 513,9 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$, $c_{возд} = 1210 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$ для $\bar{t} = 1200^\circ C$ [11, 12].

В итоге получаем систему вида

$$\begin{cases} 14593,3(t_{распл} - t_r) = 1210 \cdot 1,27 \left(0,475 \frac{\partial t_r}{\partial y} + \frac{\partial t_r}{\partial \tau} \right), \\ 14593,3\varphi(t_r - t_{распл}) = 513,9 \cdot 7790(1 - \varphi) \frac{\partial t_{распл}}{\partial \tau}. \end{cases} \quad (9)$$

С учетом численной оценки теплофизических параметров система уравнений теплообмена свелась к следующей:

$$\begin{cases} \frac{\partial t_r}{\partial \tau} + 0,475 \frac{\partial t_r}{\partial y} = \frac{14593,3}{1210 \cdot 1,27} (t_{распл} - t_r), \\ 513,9 \cdot 7790(1 - \varphi) \frac{\partial t_{распл}}{\partial \tau} = 14593,3\varphi(t_r - t_{распл}). \end{cases} \quad (10)$$

Решение этой системы выполнено при следующих значениях определяющих параметров:

$$\varphi = 0,1; 0,15; 0,2; 0,5,$$

$$t_{r0}, ^\circ C = 1500, 1600, 1800, 2000,$$

$$\tau = 0, t_{распл} = t_{нач} = 1100^\circ C.$$

Для того чтобы свести (10) к стандартному виду и определить безразмерные параметры, преобразуем (10):

$$\begin{aligned} 0,105302 \frac{\partial t_r}{\partial \tau} + 0,0500183 \frac{\partial t_r}{\partial y} &= t_{распл} - t_r, \\ \frac{1 - \varphi}{0,00364533\varphi} \frac{\partial t_{распл}}{\partial \tau} &= t_r - t_{распл}, \\ \frac{\partial t_{распл}}{\partial \left(\frac{0,00364533\varphi\tau}{1 - \varphi} \right)} &= t_r - t_{распл}. \end{aligned}$$

Из второго уравнения сразу следует общее выражение для безразмерного времени:

$$Z = 0,00364533\varphi\tau/(1 - \varphi). \quad (11)$$

Что касается первого уравнения, то здесь необходимо отметить два обстоятельства [13, 14]. Во-первых, первое слагаемое этого уравнения значимо лишь при $\tau < \varphi y/W_r$ (т.е. пока газ не дойдет до горизонта y), а следовательно, для реальных условий работы ковша его можно без потери точности расчетов отбросить ($H = 1,812 \text{ м}$, $\tau_{нагрева} = 3,75 \text{ с} = 13500 \text{ с}$; $W_r = 0,475\varphi$). Во-вторых, безразмерная высота слоя $Y = y/0,0500183$ определяется независимо от количества пузырьков (в отличие от безразмерного времени). При этих условиях температуры газа и расплава описываются уравнениями

$$\begin{aligned} \vartheta &= \exp(-Y) \int_0^Z I_0(2\sqrt{Y\zeta}) \exp(-\zeta) d\zeta, \\ t_{распл} &= 1100 + (t_{r0} - 1100)\vartheta, \\ \theta &= 1 - \exp(-Z) \int_0^Z I_0(2\sqrt{Z\eta}) \exp(-\eta) d\eta, \\ t_r &= 1100 + (t_{r0} - 1100)\theta. \end{aligned} \quad (12)$$

Здесь $\vartheta = (t_{распл} - t_{нач})/(t_{r0} - t_{нач})$; $\theta = (t_r - t_{нач})/(t_{r0} - t_{нач})$.

Для полной высоты расплава $H = 1,812 \text{ м}$ значения безразмерной высоты будут следующие:

$$y, \text{ м} \dots 0 \quad 0,302 \quad 0,604 \quad 0,906 \quad 1,208 \quad 1,510 \quad 1,812$$

$$Y \dots 0 \quad 6,038 \quad 12,076 \quad 18,113 \quad 24,151 \quad 30,189 \quad 36,267$$

Значения безразмерного времени определяют-

Таблица 1
Изменение температуры (°С) газа и расплава во времени

$Y \backslash Z$	0	1,094	2,187	3,281	4,374	5,478
0	1100/1500	1366/1500	1455,1/1500	1485/1500	1495/1500	1498,3/1500
6,038	1100/1100,95	1105,3/1115,2	1123,2/1146,35	1155,7/1191,46	1199,8/1243,9	1250,1/1297,1
12,076	1100/1100	1100,1/1100,23	1100,6/1101,52	1102,5/1105,38	1107,4/1113,58	1116,6/1127,6
18,113	1100/1100	1100/1100	1100,01/1100,03	1100,07/1100,17	1100,3/1100,65	1100,95/1101,86
24,151	...					
⋮						
⋮						

Примечание. В числителе – температура расплава, в знаменателе – температура газа, °С.

ся заданным объемом пузырей. При $\phi = 0,1$ имеем $Z = 4,05037\tau$:

τ, c	0	2700	5400	8100	10800	13500
Z	0	1,094	2,187	3,281	4,374	5,468

Вычисления по (12) можно производить в рамках пакета «Mathcad» любой версии. Температуры газа и расплава при $t_{r0} = 1500$ °С для данного значения ϕ представлены в табл. 1.

Дальнейшие расчеты можно не продолжать — уже четко видно, что при заданном расходе газа расплав не прогреется. Повышение температуры газа на входе в ковш незначительно изменяет температуру расплава в силу малости его количества. Это хорошо иллюстрируют и данные рис. 1, показывающие изменение безразмерных температур газа по высоте ковша.

Можно видеть, что теплоты газов практически хватает только на изменение состояния расплава в нижней трети объема ковша.

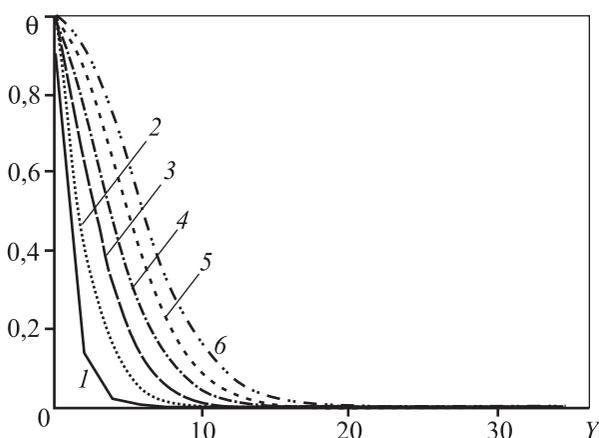


Рис. 1. Изменение температуры газа по высоте расплава в различные моменты времени при доле газа $\phi = 0,1$
1 – $Z = 0$; 2 – 1,094; 3 – 2,187; 4 – 3,281; 5 – 4,374; 6 – 5,468

С увеличением доли газов до уровня $\phi = 0,2$ картина существенно не меняется, поскольку даже при $t_{r0} = 2000$ °С температура газа на выходе из расплава остается равной начальной температуре расплава.

При $\phi = 0,5$ положение существенно изменяется. Теперь теплоты газового потока хватает для прогрева расплава даже при $t_{r0} = 1500$ °С. Это хорошо видно из данных рис. 2, являющегося полным аналогом рис. 1. В данном случае безразмерное время определяется как $Z = 0,00364533\tau$.

Очевидно, минимально допустимый объем газа является функцией температуры расплава на поверхности слоя.

Изменение температур расплава для $\phi = 0,5$ представлено на рис. 3.

Для исследования зависимости средней температуры расплава (заданная $\bar{t}_{распл} = 1250$ °С) от параметров продувки продолжительность продувки принималась в интервале $\tau = 1,0 \div 1,5$ ч. Поскольку безразмерная высота слоя расплава в ковше ($Y =$

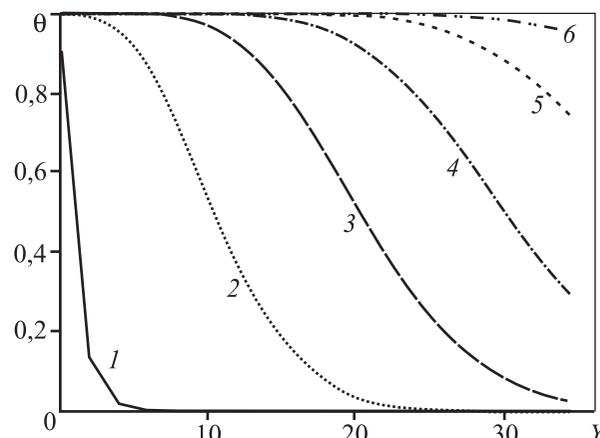


Рис. 2. Изменение температуры газа по высоте расплава в различные моменты времени при $\phi = 0,5$
1 – $Z = 0$; 2 – 9,842; 3 – 19,685; 4 – 29,527; 5 – 39,370; 6 – 49,212

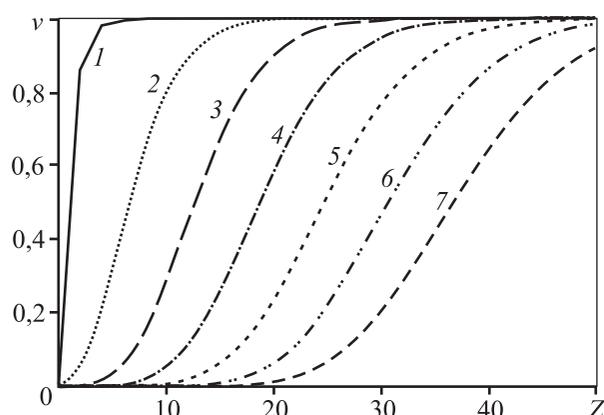


Рис. 3. Изменение температуры расплава во времени на различных горизонтах ковша при $\varphi = 0,5$
 1 – $Y = 0$; 2 – 6,038; 3 – 12,076; 4 – 18,113; 5 – 24,151; 6 – 30,189; 7 – 36,267

Таблица 2

Расчетные величины безразмерного времени (Z) в зависимости от длительности продувки (τ) и газонаполненности расплава (φ)

$\tau, \text{ч}$ \ φ	0,10	0,15	0,20	0,50
0,5	0,729067	1,159083	1,640398	6,561594
1,0	1,458133	2,318166	3,280797	13,123188
1,5	2,187200	3,477249	4,921196	19,684782
2,0	2,916266	4,636332	6,561594	26,246376

= $y/0,0500183$) не зависит от газонасыщенности (φ) и температуры газа на входе (t_{r0}), то значение средней температуры расплава во всех случаях будет определяться по единому выражению:

$$\bar{t}_{\text{распл}} = \frac{1}{36,267} \int_0^{36,267} \exp(-\xi) \int_0^Z I_0(2\sqrt{\xi\eta}) \exp(-\eta) d\eta d\xi.$$

При $\varphi = 0,1$ получаем $Z = 4,05037 \cdot 10^{-4} \tau$; $\varphi = 0,15$ — имеем $Z = 6,432935 \cdot 10^{-4} \tau$; $\varphi = 0,2$ — $Z = 0,000911333 \tau$; $\varphi = 0,5$ — $Z = 0,00364533 \tau$. Тогда для одинаковых моментов времени при различных φ получаем табл. 2.

Для указанных в табл. 2 величин Z при различных наборах параметров продувки и среднем значении времени нагрева ($\tau = 1,25$ ч) статистическая обработка дает следующий полином для определения средней температуры расплава, °C:

$$\bar{t}_{\text{распл}} = 1231,133 - 1614,243\varphi - 0,072t_{r0} + 765,789\varphi^2 + 1,031\varphi t_{r0} - 4,801 \cdot 10^{-9} t_{r0}^2.$$

Графическая иллюстрация этой зависимости представлена на рис. 4, а.

Нетрудно заметить (см. рис. 4, а), что требуемая средняя температура расплава (1250 °C) достигается

в диапазоне $\varphi = 0,25$ и $t_{r0} = 2000$ °C; $\varphi = 0,45$ и $t_{r0} = 1500$ °C. Можно рассмотреть и другие сочетания этих параметров, например $\varphi = 0,35$ и $t_{r0} = 1700$ °C.

Если задать время продувки, то расчеты существенно упрощаются и становятся более надежными. В частности, при длительности нагрева $\tau = 1$ ч имеем данные, хорошо аппроксимируемые уравнением

$$\bar{t}_{\text{распл}} [^\circ\text{C}] = 1206,764 - 1305,325\varphi - 0,058t_{r0} + 624,18\varphi^2 + 0,831\varphi t_{r0} + 3,14 \cdot 10^{-8} t_{r0}^2.$$

Графическая иллюстрация решения этого уравнения приведена на рис. 4, б.

А для времени продувки и нагрева $\tau = 1,5$ ч соответственно имеем

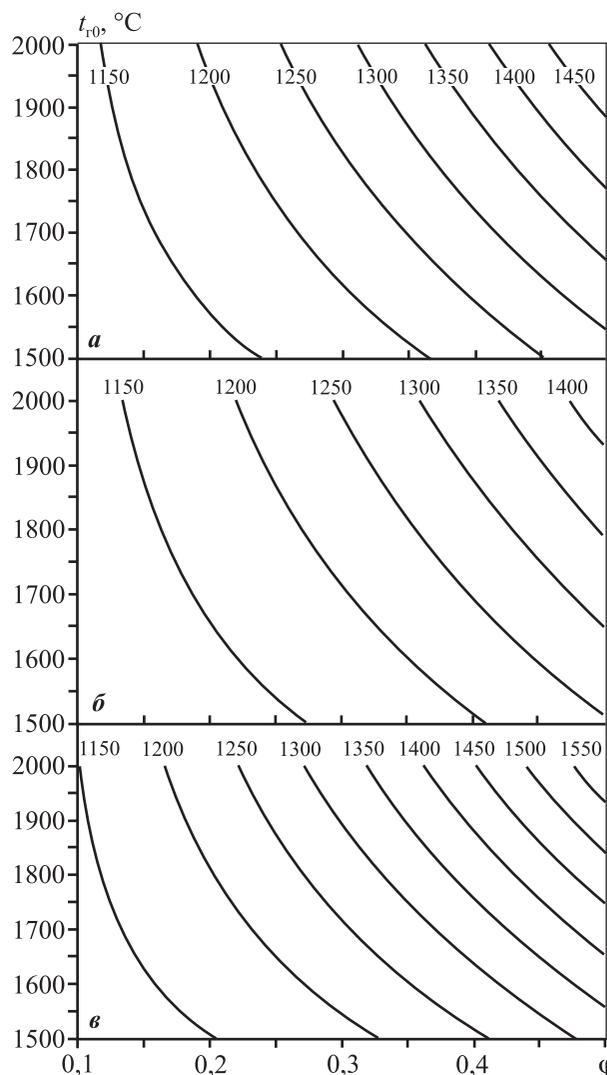


Рис. 4. Средняя температура расплава (цифры на кривых, °C) в зависимости от начальной температуры газа (t_{r0}) и доли газовых пузырьков в расплаве (φ) при длительности нагрева 1,25 ч (а), 1,0 ч (б) и 1,5 ч (в)

$$\bar{t}_{\text{распл}} = 1256,704 - 1952,49\varphi - 0,084t_{\text{r}0} + 932,594\varphi^2 + 1,243\varphi t_{\text{r}0} - 7,616 \cdot 10^{-7} t_{\text{r}0}^2.$$

Этому уравнению соответствует рис. 4, в.

Заключение

Анализ рисунков и аппроксимирующих уравнений имеет четкие физические обоснования: чем больше время нагрева, тем сильнее кривая $\bar{t}_{\text{распл}} = 1250$ °С сдвигается в сторону меньших φ .

Таким образом, мы видим типичные закономерности теплообмена в неподвижном слое, и проблема дальнейших расчетов состоит в определении параметров продуваемого газа (количество и температура), минимально необходимых для выполнения операции рафинирования расплава черновой меди.

Литература

1. Новокрещенов С.А., Швыдкий В.С., Жуков В.П., Черемисин Д.Д., Холод С.И. Термодинамическая модель нестационарного нагрева расплава в печи-ковше при огневом рафинировании меди. Сообщение I // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2011. No. 4. С. 61—62.
2. Жуков В.П., Новокрещенов С.А., Агеев Н.Г. Математическое моделирование кинетики восстановления оксида меди (I) продуктами неполного сгорания природного газа. Сообщение II // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2013. No. 3. С. 58—62.
3. Новокрещенов С.А., Швыдкий В.С., Жуков В.П., Овчинников Ю.Н., Черемисин Д.Д. Математическое моделирование гидродинамики пузырькового режима при донной продувке печи-ковша. Сообщение III // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2013. No. 5. С. 58—62.
4. Новокрещенов С.А., Швыдкий В.С., Жуков В.П., Черемисин Д.Д., Холод С.И. Математическое описание внутренних источников тепла в процессе огневого рафинирования меди в печи-ковше // Цвет. металлы. 2011. No. 4. С. 28—30.
5. Гизатулин Р.А. Статистика пузырьков при продувке жидкости воздухом // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2007. No. 8. С. 26—29.
6. Гизатулин Р.А. Закономерности распределения газовой фазы в жидкости при продувке снизу // Вестн. Юж.-Урал. гос. ун-та. Сер. Металлургия. 2006. No. 10 (65). С. 63—68.
7. Соковнин О.М., Загоскина Н.В., Загоскин С.Н. Гидродинамика движения сферических частиц, капель и пузырей в неньютоновской жидкости. Численные

методы исследования // Теорет. основы хим. технологии. 2012. Т. 46. No. 5. С. 540.

8. Протопопов Е.В. Математическое моделирование гидродинамических процессов в шлаковой и металлической фазах конвертерной ванны при комбинированной продувке // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2002. No. 4. С. 9—13.
9. Шляев М.И., Толстых А.В., Деренок А.Н., Хромова Е.М. Моделирование тепломассообмена при формировании пузырей в барботажных аппаратах // Теор. основы хим. технологии. 2003. Т. 37. No. 6. С. 575—583.
10. Драганов Б.Х., Алмаев Р.А. Анализ динамики и теплообмена паровых пузырьков в газожидкостной среде // Энергетика и автоматика. 2014. No. 3. С. 21—26.
11. Белоусов В.В., Клевцов А.Г., Прибытков И.А., Сборщиков Г.С. Теплотехника и теплоэнергетика металлургического производства: Учеб. пос. для вузов. М.: Металлургия, 1993.
12. Чиркин В.С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники. М.: Атомиздат, 1967.
13. Телегин А.С., Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г. Тепломассоперенос. М.: Академкнига, 2002. С. 263—264.
14. Пиптюк В.П., Поляков В.Ф., Самохвалов С.Е., Исаев О.Б., Павлов С.Н., Травинчев А.А. Изучение теплового состояния ванны установки ковш-печь // Металлург. 2011. No. 7. С. 50—53.

References

1. Novokreschenov S.A., Shvydkii V.S., Zhukov V.P., Cheremisin D.D., Kholod S.I. Termodinamicheskaya model' nestatsionarnogo nagreva raspplava v pechi-kovshe pri ognevom rafinirovanii medi. Soobshchenie I [Thermodynamic model of non-stationary heating of fusion in the furnace ladle at fire refinement of copper. Message I]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2011. No. 4. P. 61—62.
2. Zhukov V.P., Novokreschenov S.A., Ageev N.G. Matematicheskoe modelirovanie kinetiki vosstanovleniya oksida medi (I) produktami nepolnogo sgoraniya prirodnogo gaza. Soobshchenie II [Mathematical modeling of kinetics of restoration of oxide of copper (I) products of incomplete combustion of natural gas. Message II]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2013. No. 3. P. 58—62.
3. Novokreschenov S.A., Shvydkii V.S., Zhukov V.P., Ovchinnikov Yu.N., Cheremisin D.D. Matematicheskoe modelirovanie gidrodinamiki puzyr'kovogo rezhima pri donnoi prodavke pechi-kovsha. Soobshchenie III [Mathematical modeling of hydrodynamics of the vesiculate mode at a ground purge of the furnace ladle. Message III]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2013. No. 5. P. 58—62.
4. Novokreschenov S.A., Shvydkii V.S., Zhukov V.P., Che-

- remisin D.D., Kholod S.I.* Matematicheskoe opisanie vnutrennikh istochnikov tepla v protsesse ogneвого rafinirovaniya medi v pechi-kovshe [The mathematical description of internal sources of heat in the course of fire refinement of copper in the furnace ladle]. *Tsvetnye metally*. 2011. No. 4. P. 28—30.
5. *Gizatulin R.A.* Statistika puzyr'kov pri produvke zhidkosti vozdukhom [Statistics of bubbles at a liquid purge air]. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2007. No. 8. P. 26—29.
 6. *Gizatulin R.A.* Zakonomernosti raspredeleniya gazovoi fazy v zhidkosti pri produvke snizu [Regularities of distribution of a gas phase in liquid at a purge from below]. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya Metallurgiya*. 2006. No. 10 (65). P. 63—68.
 7. *Sokovnin O.M., Zagoskina N.V., Zagoskin S.N.* Gidrodinamika dvizheniya sfericheskikh chastits, kapel' i puzyrei v nen'yutonovskoi zhidkosti. Chislennyye metody issledovaniya [Hydrodynamics of the movement of spherical particles, drops and bubbles in non-Newtonian liquid. Numerical methods of research]. *Teoreticheskie osnovy khimicheskoi tekhnologii*. 2012. Vol. 46. No. 5. P. 540.
 8. *Protopopov E.V.* Matematicheskoe modelirovanie gidrodinamicheskikh protsessov v shlakovoi i metallicheskoj fazakh konverternoi vannы pri kombinirovannoi produvke [Mathematical modeling of hydrodynamic processes in slag and metal phases of a converter bathtub at the combined purge]. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2002. No. 4. P. 9—13.
 9. *Shilyaev M.I., Tolstykh A.V., Derenok A.N., Khromova E.M.* Modelirovanie teplomassoobmena pri formirovanii puzyrei v barbotazhnykh apparatakh [Modeling of a heat-mass exchange when forming bubbles in bubbling devices]. *Teoreticheskie osnovy khimicheskoi tekhnologii*. 2003. Vol. 37. No. 6. P. 575—583.
 10. *Draganov B.Kh., Almaev R.A.* Analiz dinamiki i teploobmena parovykh puzyr'kov v gazozhidkostnoi srede [The analysis of dynamics and heat exchange of steam bubbles in the gas-liquid environment]. *Energetika i avtomatika*. 2014. No. 3. P. 21—26.
 11. *Belousov V.V., Klevtsov A.G., Pribytkov I.A., Sborshchikov G.S.* Teplotekhnika i teploenergetika metallurgicheskogo proizvodstva: Uchebnoe posobie dlya vuzov [Heating engineer and power system of metallurgical production: Manual for higher education institutions]. Moscow: Metallurgiya, 1993.
 12. *Chirkin V.S.* Teplofizicheskie svoystva materialov yadernoi tekhniki [Heatphysical properties of materials of nuclear equipment]. Moscow: Atomizdat, 1967.
 13. *Telegin A.S., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G.* Teplomasopereenos [Heatmass transfer]. Moscow: Akademkniga, 2002. P. 263—264.
 14. *Piptyuk V.P., Polyakov V.F., Samokhvalov S.E., Isaev O.B., Pavlov S.N., Travinchev A.A.* Izuchenie teplovogo sostoyaniya vannы ustanovki kovsh-pech [Studying of a thermal condition of a bathtub of installation ladle furnace]. *Metallurg*. 2011. No. 7. P. 50—53.

ИНСТРУКЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

Статья, направляемая в редакцию, должна содержать оригинальные авторские научные результаты и соответствовать тематическим разделам журнала «Известия вузов. Цветная металлургия»:

- ◆ Обогащение руд цветных металлов
- ◆ Металлургия цветных металлов
- ◆ Металлургия редких и благородных металлов
- ◆ Литейное производство
- ◆ Обработка металлов давлением
- ◆ Металловедение и термическая обработка
- ◆ Коррозия и защита металлов
- ◆ Энерго- и ресурсосбережение

Авторы статьи отвечают за отсутствие в ней плагиата, а также любой информации, которая может быть отнесена к государственной или коммерческой тайне, гарантируют достоверность и воспроизводимость результатов исследований по приведенным в публикации методикам.

Авторы принимают на себя обязательство не направлять одну и ту же или близкую по содержанию рукопись в редакции других журналов до получения окончательного заключения от редакции нашего журнала.

К статье прилагаются:

1) лицензионный договор, подписанный всеми авторами и заверенный в организации, в которой проводилась работа, в отсканированном виде (форму договора см. на сайте <http://cvmet.misis.ru/jour/about/submissions>);

2) данные об авторах **на русском и английском языках**, которые содержат ФИО полностью, сведения об ученой степени, ученом звании, должности; наименование структурного подразделения и организации, почтовый адрес организации, включая индекс; контактные телефоны, электронные адреса авторов, **жирным шрифтом выделяется ответственный автор** (указывается его мобильный телефон), с которым редакция будет контактировать.

3) аннотация (не менее 15 строк) и ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний) **на русском и английском языках**.

4) экспертное заключение в отсканированном виде от аффилированной организации о возможности публикации.

Название каждого файла должно быть написано на латинице и состоять из фамилии первого автора и типа документа (в формате doc, docx), например: Ivanov_paper.doc; Ivanov_agreement.pdf; Ivanov_authors.doc; Ivanov_abstract.doc; Ivanov_figures.doc (если рисунки отсутствуют в тексте статьи и прилагаются отдельно, то их следует заархивировать одним файлом).

Статья и сопроводительные документы направляются в редакцию через online-форму на сайте журнала <http://cvmet.misis.ru/jour/about/submissions> (в этом случае необходимо зарегистрироваться и следовать инструкции-подсказке). При возникновении проблем с загрузкой материалы можно отправить на электронный адрес редакции izv.vuz@misis.ru.

Правила оформления статьи

Максимальный объем рукописи при стандартном оформлении (14-й размер шрифта через 2 интервала), включая иллюстрации и таблицы в тексте, должен быть не более 20 страниц. Используется редактор MS Word,

RTF, рисунки выполняются в форматах CDR, TIF, JPEG.

«Шапка» статьи должна включать УДК, заглавие, полный список авторов с указанием ФИО, полные названия организаций с указанием города и страны.

Структурированный основной текст с размещенными внутри него рисунками и таблицами должен содержать следующие разделы (их названия могут варьироваться): **Введение** (с выделенной целью работы), **Методика исследований**, **Результаты и их обсуждение**, **Выводы** или **Заключение**.

Рекомендуются следующие **шрифты**: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв.

Используются физические единицы и обозначения, принятые в международной системе единиц СИ (ГОСТ 9867-61), относительные атомные массы элементов – по шкале ^{12}C , названия химических соединений – согласно терминологии ИЮПАК (IUPAC).

Формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи. Знаки *, ', \pm , одиночные буквы греческого алфавита, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы должны набираться **в текстовом режиме без использования редактора формул**. Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Equation), причем должны применяться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения (их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!).

Таблицы должны нумероваться в порядке упоминания их в тексте и иметь тематические названия. При создании таблиц необходимо использовать возможности MS Word. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не допускаются. Все графы в таблицах должны иметь заголовки. В «шапке» таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и единицы их измерения (t , °C; V , об.%; HV , МПа и т.п.).

Иллюстрации нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. В тексте должны быть ссылки на все рисунки. Каждый рисунок сопровождается подрисуночной подписью. На фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны масштаб и увеличение прибора.

Графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Штриховые иллюстрации должны иметь разрешение не ниже 600 dpi, толщина линии – не меньше 0,5 pt.

Список цитируемой литературы включает источ-

ники, содержащие материалы, которые были использованы при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже (**оба списка располагаются один под другим**). Состав литературных источников должен отражать современное состояние научных исследований в мире в рассматриваемой проблемной области. Количество литературных ссылок должно быть не менее 15 с **большой долей зарубежных источников**. Приветствуется наличие DOI у публикаций. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылки на них в тексте. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках (например, [1] или [2–5]). Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при **наличии их доступных электронных версий**. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчинен-

ное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 20 %.

В связи с вхождением журнала в базы данных (БД) цитирования научных публикаций, помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5-2008) необходим дополнительный список **References** с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык (название статьи или книги на английском языке дается в квадратных скобках). Применяется транслитерация по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>). Так как БД цитирования не распознают некоторые знаки (№, //), то вместо № пишется на латинице No., вместо // ставится точка, а источник (название журнала или сборника) выделяется курсивом.

Типовые примеры оформления

Вид лит. источника	Список используемой литературы	References
Статья в журнале	1. Иванов А.И., Николаева О.П. Растворимость глинозема в низкотемпературных электролитах // Технология легких сплавов. 2014. No. 2. С. 34–40.	1. Ivanov A.I., Nikolaeva O.P. Rastvorimost' glinozema v nizkotemperaturnykh elektrolitakh [Alumina solubility in low-temperature electrolytes]. <i>Tekhnologiya legkikh splavov</i> . 2014. No. 2. P. 34–40.
Книга, учебник, сборник	2. Kuang J.P., Harding R.A., Campbell J. To the crystallization theory and casting and ingot structure formation // Mater. Sci. Eng. A. 2012. Vol. 329–331. No. 5. P. 32–37. 3. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение, 2007. 4. Humphreys F., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenom. 2-nd ed. Oxford: Elsevier, 2004. 5. Белокосков В.И., Смирнова И.П., Лебедев В.Н. Экстракционное извлечение РЗЭ из редкоземельного апатитового концентрата // Технология и изучение соединений редких элементов. Апатиты: Кольский научный центр РАН, 2003. С. 143–152.	2. Kuang J.P., Harding R.A., Campbell J. To the crystallization theory and casting and ingot structure formation. <i>Mater. Sci. Eng. A</i> . 2012. Vol. 329–331. No. 5. P. 32–37. 3. Golovin Yu.I. Vvedenie v nanotekhniku [Introduction to nanotechnics]. Moscow: Mashinostroenie, 2007. 4. Humphreys F., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenom. 2-nd ed. Oxford: Elsevier, 2004. 5. Belokoskov V.I., Smirnova I.P., Lebedev V.N. Ekstraktsionnoe izvlechenie RZE iz redkozemel'nogo apatitovogo konsentrata. In: <i>Tekhnologiya i izuchenie soedinenii redkikh elementov</i> [Solvent extraction rare earth elements from apatite concentrate. In: <i>The technology and studying of rare elements: Collection of articles</i>]. Apatity: Kola Scientific Centre RAS, 2003. P. 143–152.
Патент	6. Лайнер Ю.А., Сурова Л.М., Гашков Г.И., Вольфсон Г.И. Способ получения активного гидроксида алюминия: Пат. 2175951 (РФ). 2000. 7. Lonadier F.D. Ion exchange method for preparing metal oxide microspheres: Pat. 3438749 (USA). 1989.	6. Lainer Yu.A., Surova L.M., Gashkov G.I., Vol'fson G.I. Sposob polucheniya aktivnogo gidroksida aluminia [A method of producing an active aluminum hydroxide]: Pat. 2175951 (RF). 2000. 7. Lonadier F.D. Ion exchange method for preparing metal oxide microspheres: Pat. 3438749 (USA). 1989.
Материалы конференции	8. Алгебраистова Н.К., Макшанин А.В. Многократное использование пенополиуретана в процессе агломерационной флокуляции // VIII конгресс обогатителей стран СНГ: Сб. матер. М.: МИСиС, 2011. Т. 1. С. 38–43. 9. Колосов В.Н., Орлов В.М., Прохорова Т.Ю., Мирошниченко М.Н. Натриетермическое восстановление термообработанного в атмосфере воздуха гептафторотантала калия // Новые подходы в химической технологии минерального сырья. Применение экстракции и сорбции: Матер. 2-й Рос. конф. с междунар. участием (г. Санкт-Петербург, 3–6 июня 2013 г.). Апатиты: Изд-во КНЦ РАН, 2013. Ч. 2. С. 139–142.	8. Algebraistova N.K., Makshinin A.V. Mnogokratnoe ispol'zovanie penopoliuretana v protsesse aglomeratsionnoi flokulyatsii. In: <i>VIII Congress obogatitelei stran SNG: Sbornik materialov</i> [Repeated use of polyurethane foam in the process of sintering flocculation. In: <i>Proc. Mater. of VIII Congress enrichers CIS: Collection of materials</i>]. Moscow: MISIS, 2011. Vol. 1. P. 38–43. 9. Kolosov V.N., Orlov V.M., Prokhorova T.Yu., Miroshnichenko M.N. Natrietermicheskoe vosstanovlenie termoobrabotannogo v atmosfere vozdukhа heptafluorotantalata kaliya. In: <i>Novye podkhody v khimicheskoi tekhnologii mineral'nogo syr'ya. Primenenie ekstraksii i sorbsii</i> : Mater. 2 Ross. konf. s mezhdunarodnym uchastiem [Sodium thermal reduction of potassium heptafluorotantalate heat treated in air atmosphere. In: <i>New approaches in chemical technology minerals. Use of extraction and sorption</i> : Mater. 2nd Russian Conf. with Intern. participation (St. Petersburg, 3–6 June 2013)]. Apatity: Kola Scientific Centre RAS, 2013. Pt. 2. P. 139–142.
Интернет-ресурс	10. Разработка рудных месторождений. URL: http://www.starkmanrealtors.com/index.html (дата обращения 01.10.2012). 11. Harrower M. Consumer markets and minor metals. URL: http://www.indium.com/metals/gallium/ (дата обращения: 15.09.2013).	10. Razrabotka rudnykh mestorozhdenii [The development of ore deposits]. URL: http://www.starkmanrealtors.com/index.html (accessed: 01.10.2012). 11. Harrower M. Consumer markets and minor metals. URL: http://www.indium.com/metals/gallium/ (accessed: 15.09.2013).
Автореферат диссертации	12. Аптикашева А.Г. Формирование пористой структуры гидроксидов алюминия в условиях сульфатно-алюминатного способа осаждения: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Казань: КГУ, 2006.	12. Aptikasheva A.G. Formirovanie poristoi struktury gidroksidov aluminia v usloviyakh sul'fatno-aluminatnogo sposoba osazhdeniya [The formation of the porous structure of aluminum hydroxides in the aluminate sulphate precipitation method]: Abstract of the dissertation of PhD. Kazan': KGU, 2006.