

**Подписные индексы:**

**70382** — по каталогу "Газеты и журналы" АО "Роспечать"

**38610** — по Объединенному каталогу "Пресса России"

ISSN 0021-3438 (Print)

ISSN 2412-8783 (Online)

**ИЗВЕСТИЯ ВУЗОВ**  
**ЦВЕТНАЯ**  
**МЕТАЛЛУРГИЯ** **2**  
**2016**  
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Известия вузов. Цветная металлургия. 2016. № 2



**Univercities' Proceedings**  
**Non-Ferrous Metallurgy**

Scientific and Technical Journal

No. 2. 2016



ISSN 1997-308X (Print)  
ISSN 2412-8767 (Online)

## Известия вузов Порошковая металлургия и функциональные покрытия

Научно-технический журнал

В журнале публикуются научные и технологические статьи работников вузов, РАН, отраслевых институтов, производственных объединений и компаний России, стран СНГ, а также зарубежных авторов, содержащие новые оригинальные результаты, обзорные статьи проблемного характера по следующим разделам:

- Процессы получения и свойства порошков
- Теория и процессы формования и спекания порошковых материалов
- Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС)
- Тугоплавкие, керамические и композиционные материалы
- Пористые материалы и биоматериалы
- Модифицирование поверхности, в том числе пучками заряженных частиц, потоками фотонов и плазмы
- Наноструктурированные материалы и функциональные покрытия
- Применение порошковых материалов и функциональных покрытий

Учредителями журнала являются НИТУ «МИСиС» и ООО «Калвис». Издание ориентировано на широкий круг читателей — металлургов, материаловедов, физиков, химиков. В редакционную коллегию входят ведущие отечественные и зарубежные ученые в области порошковой металлургии, инженерии поверхности, наноматериалов и нанотехнологий. Регулярное ознакомление с публикуемыми в журнале материалами позволит Вам быть в курсе новых разработок по этим важнейшим научно-техническим направлениям, полнее использовать на практике достижения и опыт своих коллег.

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) ВИНТИ, индексируется в РИНЦ, включен в базу данных Russian Science Citation Index (RSCI) на платформе Web of Science и Ulrich's Periodicals Directory.

Лучшие статьи переводятся на английский язык и публикуются в журнале «Russian Journal of Non-Ferrous Metals» (RJNFM), включенном в глобальные индексы научного цитирования и базы данных Web of Science (Science Citation Index Expanded (SciSearch)), Journal Citation Reports/Science Edition, Scopus и др. Издается американским издательством «Allerton Press, Inc.» – ISSN 1067-8212 (Print), 1934-970X (Online)

Адрес: 119049, Москва, Ленинский пр-т, 4, НИТУ «МИСиС», редакция журнала «Известия вузов. ПМ и ФП» (яч. 164)

Тел./факс: (495) 638-45-35, e-mail: izv.vuz@misis.ru  
http://www.powder.misis.ru/jour

Администрация изд-ва «Калвис»  
Тел.: (495) 913-80-94, e-mail: info@kalvis.ru

Журнал выходит 1 раз в 3 месяца и распространяется на всей территории России, в странах СНГ, Балтии и за рубежом.

**Подписка:** Агентство «Урал-пресс»  
Агентство «Роспечать» – индекс 80752  
Объединенный каталог  
«Пресса России» – индекс 44337



Известия вузов

## ЦВЕТНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Основан в 1958 г.

Журнал публикует статьи работников вузов, НИИ, РАН и промышленности России, стран СНГ, а также зарубежных авторов, содержащие новые результаты научно-исследовательских работ, обзорные статьи проблемного характера по следующим разделам металлургии:

- 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

Учредителями журнала являются НИТУ «МИСиС» и ООО «Калвис». В редакционную коллегию входят известные отечественные и зарубежные ученые. Регулярное ознакомление с публикуемыми в журнале материалами позволит Вам быть в курсе новинок металлургии, полнее использовать на практике достижения и опыт своих коллег

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) ВИНТИ. 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), включенном в глобальные индексы научного цитирования и базы данных Web of Science (Science Citation Index Expanded (SciSearch)), Journal Citation Reports/Science Edition, Scopus и др. Издается американским издательством «Allerton Press, Inc.» – ISSN 1067-8212 (Print), 1934-970X (Online)

Адрес: 119049, Москва, 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  
http://www.cvmet.misis.ru/jour

Администрация изд-ва «Калвис»  
Тел.: (495) 913-80-94, e-mail: info@kalvis.ru

Журнал выходит 1 раз в 2 месяца и распространяется на всей территории России, в странах СНГ, Балтии и за рубежом.

**Подписка:** Агентство «Урал-пресс»  
Агентство «Роспечать» – индекс 70382  
Объединенный каталог  
«Пресса России» – индекс 38610

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



В журнале мы публикуем цветную рекламу технологических процессов, оборудования, продукции различных направлений науки, техники и бизнеса. По вопросам размещения рекламы обращайтесь в редакцию

Известия вузов

ЦВЕТНАЯ

МЕТАЛЛУРГИЯ

ISSN 0021-3438 (Print)

ISSN 2412-8783 (Online)

2 • 2016

Научно-технический журнал

Основан в 1958 г.

Выходит 6 раз в год

Universities' Proceedings. 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](mailto:izv.vuz@misis.ru)

**Интернет:** <http://cvmet.misis.ru>

**Ведущий редактор** Кудинова А.А.

**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 15.03.2016 г. Подписано в печать 14.04.2016 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

**Лешаев Е.А.** – докт. техн. наук, акад. РАЕН, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

#### Заместитель главного редактора

**Игнаткина В.А.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

#### Редакционная коллегия

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

**Арутюнов В.А.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

**Вольдман Г.М.** – докт. хим. наук, проф., МТУ (МИТХТ), Москва

**Галкин С.П.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

**Горячев Б.Е.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

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

**Деев В.Б.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

**Денисов В.М.** – докт. хим. наук, проф., СФУ, Красноярск

**Дробот Д.В.** – докт. хим. наук, проф., МТУ (МИТХТ), Москва

**Зайков Ю.П.** – докт. хим. наук, проф., ИВТЭ УрО РАН, Екатеринбург

**Золоторевский В.С.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

**Ильин А.А.** – докт. техн. наук, акад. РАН, проф., МАИ (НИУ), Москва

**Лебедев В.А.** – докт. хим. наук, проф., УрФУ, Екатеринбург

**Мальцев В.В.** – канд. техн. наук, НИЦ «Курчатовский институт», Москва

**Мамяченков С.В.** – докт. техн. наук, проф., УрФУ, Екатеринбург

**Медведев А.С.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

**Набойченко С.С.** – докт. техн. наук, чл.-кор. РАН, проф., УрФУ, Екатеринбург

**Немчинова Н.В.** – докт. техн. наук, проф., ИРНТУ, Иркутск

**Никитин К.В.** – докт. техн. наук, проф., СамГТУ, Самара

**Поляков П.В.** – докт. хим. наук, проф., СФУ, Красноярск

**Рычков В.Н.** – докт. хим. наук, проф., УрФУ, Екатеринбург

**Сборщиков Г.С.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

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

**Стрижко Л.С.** – докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

**Федоров А.Н.** – канд. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

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

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

**Louzguine D.V.** – Prof., Dr., Tohoku University, Japan

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

**Oye H.A.** – Prof., Dr., Norway University of Sci. and Technol., Trondheim, Norway

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

**Verhaege M.** – Prof., Dr., University of Gent, Belgium

**Yerokhin A.L.** – Prof., Dr., University of Manchester, United Kingdom

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

Izvestiya vuzov

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

# TSVETNAYA METALLURGIYA

# 2 • 2016

Scientific and Technical Journal  
Founded in 1958  
6 numbers per year

## Universities' Proceedings. 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](mailto:izv.vuz@misis.ru)

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

**Staff editor** Kudinova A.A.

**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 14.04.2016

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 Centre, 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., Moscow Technological University (MITHT), 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, Samara, Russia

**Ilyin A.A.** – Academician of the RAS, Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow, Russia

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

**Louzguine 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., Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

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

**Oye H.A.** – Prof., Dr., Norway University 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 Institute 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., University of Gent, Belgium

**Vol'dman G.M.** – Prof., Dr. Sci., Moscow Technological University (MITHT), Moscow, Russia

**Yerokhin A.L.** – Prof., Dr., University of Manchester, 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 University of Thessaloniki, Greece

## СОДЕРЖАНИЕ

### Обогащение руд цветных металлов

- 4 **Цыпин Е.Ф., Мамонов С.В., Власов И.А.**  
Продукты классификации и тонкого грохочения замкнутого цикла измельчения медно-цинковой руды

### Металлургия цветных металлов

- 12 **Краюхин С.А., Мальцев Г.И., Тимофеев К.Л., Набойченко С.С.**  
Термодинамическое прогнозирование плавки медеэлектролитного шлама
- 18 **Белоусов М.В., Селиванов Е.Н., Гуляева Р.И., Тюшняков С.Н., Ракипов Д.Ф.**  
Термодинамика и кинетика процесса термической диссоциации доломита

### Литейное производство

- 26 **Белов В.Д., Герасименко Е.А., Гусева В.В., Коновалов А.Н.**  
Влияние условий затвердевания заготовок из оловянистой бронзы BrO10C2H3 на ее структуру
- 34 **Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю., Глушченков В.А., Черников Д.Г.**  
Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов
- 43 **Герасимов С.П., Титов А.Ю., Палачев В.А., Деев В.Б.**  
Оптимизация состава кремнистой латуни ЛЦ16К4 с целью повышения ее жидкотекучести при получении художественного литья

### Обработка металлов давлением

- 49 **Плешивцева Ю.Э., Афиногентов А.А.**  
Оптимизация процесса изотермического прессования слитков из алюминиевых сплавов с предварительным градиентным нагревом
- 58 **Афанасьев А.Е., Каргин В.Р., Каргин Б.В.**  
Силовые условия прессования легкосплавных бурильных труб со спиральным оребрением

### Металловедение и термическая обработка

- 64 **Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Колесникова К.И., Страумал Б.Б.**  
Закономерности образования зернограницных прослоек фазы  $\alpha$ -Ti в бинарных титановых сплавах
- 72 **Иванов Ю.Ф., Аксёнова К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Петрикова Е.А.**  
Увеличение усталостной долговечности эвтектического силумина электронно-пучковой обработкой

## CONTENTS

### Mineral Processing of Nonferrous Metals

- 4 **Tsypin E.F., Mamonov S.V., Vlasov I.A.**  
The products of copper-zinc ore sizing and fine screening in closed grinding cycles

### Metallurgy of Nonferrous Metals

- 12 **Krajukhin S.A., Maltsev G.I., Timofeev K.L., Naboichenko S.S.**  
Thermodynamic prediction of copper anode slime fusion
- 18 **Belousov M.V., Selivanov E.N., Gulyaeva R.I., Tyushnyakov S.N., Rakipov D.F.**  
Thermodynamics and kinetics of dolomite thermal dissociation

### Foundry

- 26 **Belov V.D., Gerasimenko E.A., Guseva V.V., Konovalov A.N.**  
Effect of solidification conditions for castings of BrO10S2N3 tin bronze on their structure
- 34 **Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu., Glushchenkov V.A., Chernikov D.G.**  
Treatment of melts by pulsed magnetic fields to control the structure and properties of industrial silumins
- 43 **Gerasimov S.P., Titov A.Yu., Palachev V.A., Deev V.B.**  
Optimization of LC16K4 silicon brass to increase its fluidity in the process of ornamental casting

### Pressure Treatment of Metals

- 49 **Pleshivtseva Yu.E., Afinogentov A.A.**  
Optimization of isothermal extrusion of aluminum alloy billets with gradient preheating
- 58 **Afanasyev A.E., Kargin V.R., Kargin B.V.**  
Force conditions for light-alloy spiral-finned drill pipe extrusion

### Physical Metallurgy and Heat Treatment

- 64 **Gornakova A.S., Prokofiev S.I., Kolesnikova K.I., Straumal B.B.**  
Formation laws for grain boundary layers of  $\alpha$ -Ti phase in binary titanium-based alloys
- 72 **Ivanov Yu.F., Aksenova K.V., Gromov V.E., Konovalov S.V., Petrikova E.A.**  
The increase in eutectic silumin fatigue life caused by electron beam processing

## ПРОДУКТЫ КЛАССИФИКАЦИИ И ТОНКОГО ГРОХОЧЕНИЯ ЗАМКНУТОГО ЦИКЛА ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ МЕДНО-ЦИНКОВОЙ РУДЫ

© 2016 г. **Е.Ф. Цыпин, С.В. Мамонов, И.А. Власов**

Уральский государственный горный университет (УГГУ), г. Екатеринбург

ОАО «Научно-исследовательский и проектный институт обогащения и механической обработки полезных ископаемых «Уралмеханобр», г. Екатеринбург

*Статья поступила в редакцию 29.05.14 г., подписана в печать 18.06.14 г.*

Исследована возможность повышения качества медно-цинковой руды перед обогащением при применении грохотов для тонкого гидравлического грохочения в замкнутых циклах измельчения. Приведены результаты изучения продуктов разделения медно-цинковой руды в гидроциклоне RWS 75 и грохоте Kroosh ULS 1,5×0,6. Установлено, что применение грохотов (по сравнению с гидроциклонами) для тонкого гидравлического грохочения в замкнутых циклах измельчения медно-цинковых руд позволит: снизить циркулирующую нагрузку в замкнутых циклах измельчения и циркуляцию тонких классов крупности с надрешетным продуктом; сократить потенциальное переизмельчение рудных минералов; повысить «качество» обогащаемого сырья путем увеличения массовой доли классов крупности, оптимальных для последующего флотационного обогащения, а также за счет уменьшения содержания крупных классов крупности в конечном продукте цикла и снижения перехода меди в тонкие классы крупности.

**Ключевые слова:** тонкое гидравлическое грохочение, грохот для тонкого гидравлического грохочения, гидроциклон, продукты разделения, медно-цинковые руды, классы крупности, массовая доля, извлечение, раскрытие минералов.

**Цыпин Е.Ф.** — докт. техн. наук, профессор кафедры обогащения полезных ископаемых УГГУ (620144, г. Екатеринбург, ул. Куйбышева, 30). E-mail: tsipin.e@mail.ru.

**Мамонов С.В.** — заведующий научно-исследовательской лабораторией ОАО «Уралмеханобр» (620144, г. Екатеринбург, ул. Хохрякова, 87). E-mail: Mamonov\_SV@umbr.ru.

**Власов И.А.** — науч. сотрудник аналитической лаборатории ОАО «Уралмеханобр». E-mail: Vlasov\_IA@umbr.ru.

**Для цитирования:** Цыпин Е.Ф., Мамонов С.В., Власов И.А. Продукты классификации и тонкого грохочения замкнутого цикла измельчения медно-цинковой руды // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 4–11. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-4-11.

*Tsy-pin E.F., Mamonov S.V., Vlasov I.A.*

### The products of copper-zinc ore sizing and fine screening in closed grinding cycles

The study covers the possibility to improve the quality of copper-zinc ore prior to its enriching using screens for hydraulic fine screening in closed grinding cycles. The paper presents the results obtained when studying the products of copper-zinc ore separation in the RWS 75 hydrocyclone and in the Kroosh ULS 1,5×0,6 screen. It was found that the use of screens (in contrast to hydrocyclones) for hydraulic fine screening in closed cycles for copper-zinc ore grinding will: 1) reduce the circulating load in closed grinding cycles and the circulation of fine size grades with the oversize product; 2) decrease potential overgrinding of ore minerals; 3) enhance the «quality» of enriched raw materials by increasing the mass fraction of size grades optimal for subsequent flotation, as well as by lowering the content of coarse size grades in the final product of the cycle and reducing the transition of copper into fine size grades.

**Keywords:** hydraulic fine screening, screen for hydraulic fine screening, hydrocyclone, separation products, copper-zinc ores, size grades, mass fraction, recovery, mineral liberation.

**Tsy-pin E.F.** — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department of minerals processing, Ural State Mining University (620144, Russia, Ekaterinburg, Kuybysheva str., 30). E-mail: tsipin.e@mail.ru.

**Mamonov S.V.** — Head of Scientific research laboratory, OJSC «Uralmekhanobr» (620144, Russia, Ekaterinburg, Hohryakova str., 87). E-mail: Mamonov\_SV@umbr.ru.

**Vlasov I.A.** — Research Officer, Analytical laboratory, OJSC «Uralmekhanobr». E-mail: Vlasov\_IA@umbr.ru.

**Citation:** Tsy-pin E.F., Mamonov S.V., Vlasov I.A. Produkty klassifikatsii i tonkogo grokhocheniya zamknutogo tsikla izmel'cheniya medno-tsinkovoi rudy. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 4–11. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-4-11.

## Введение

В настоящее время отечественные и зарубежные машиностроительные корпорации предлагают широкий спектр классифицирующего обо-

рудования: механические классификаторы, гидроциклоны, грохоты для тонкого гидравлического вибрационного грохочения. В работах [1–8]

отмечено, что использование последних в циклах дезинтеграции позволяет существенно повысить эффективность процессов классификации, стабилизировать вещественный состав продуктов последующих стадий обогащения и тем самым улучшить технологические и экономические показатели обогащения. Однако эти выводы базируются в основном на результатах работы грохотов для тонкого гидравлического грохочения в циклах подготовки к обогащению железных, вольфрам- и оловосодержащих руд.

Анализ научно-технической информации последних 30 лет показал, что грохоты для тонкого гидравлического вибрационного грохочения не нашли массового применения на обогатительных фабриках России и стран СНГ, перерабатывающих медные, медно-цинковые и полиметаллические руды, для них известны лишь частные случаи испытаний и внедрения в процесс измельчения (ОАО «Гайский ГОК», ОАО «Святогор», ТОО «Корпорация Казахмыс», ООО СП «Эконт») [1, 9—11]. В данных работах основной акцент делается на сравнении эффективности процессов классификации и недостаточное внимание уделяется анализу вещественного состава продуктов разделения. По мнению авторов [9—11], выводы о возможном повышении качества сырья перед обогащением в случае применения грохотов для тонкого гидравлического грохочения, сделанные на основании переработки руд черных и легирующих цветных металлов, будут справедливы и для медно-цинковых руд.

Целью настоящей работы является подтверждение данного предположения путем детального анализа продуктов разделения медно-цинковой руды на грохоте для тонкого гидравлического грохочения и в гидроциклоне.

## Методика исследований

С целью изучения и сравнения показателей процессов разделения минеральных частиц в двух типах классифицирующих аппаратов — грохоте для тонкого гидравлического вибрационного грохочения и гидроциклоне, работающих в замкнутом цикле с шаровой мельницей, использована непрерывно действующая установка.

В первом варианте в качестве классифицирующего аппарата применялся многочастотный резонансный грохот Kroosh ULS 1,5×0,6 (Израиль) со следующими техническими характеристиками:

- тип просеивающей поверхности — полиамидная сетка марки 51/60па;
- коэффициент живого сечения просеивающей поверхности — 42,0 %;
- размер отверстий просеивающей поверхности — 0,118 мм;
- длина и ширина рабочей зоны просеивающей поверхности — соответственно 0,5 и 0,2 м;
- площадь просеивающей поверхности — 0,1 м<sup>2</sup>;
- ускорение просеивающей поверхности — 360 м/с<sup>2</sup>;
- удельная производительность по исходному питанию — 4 т/(ч·м<sup>2</sup>).

Во втором варианте использован гидроциклон RWS 75 гидроциклонной установки AKW Laborant ZLF 50, технические характеристики которого следующие:

- материал гидроциклона — полиуретан;
- диаметр гидроциклона — 35 мм;
- диаметр питающей насадки — 3,5 мм;
- диаметр сливной насадки — 7 мм;
- диаметр песковой насадки — 5 мм;
- давление пульпы на входе в гидроциклон — 0,15 МПа.

В обоих случаях эксперименты выполнены при одинаковых производительности по исходному питанию классифицирующего аппарата 0,18 т/ч и удельном расходе воды 1,5 м<sup>3</sup>/т, что соответствует оптимальной массовой доле твердого в питании классифицирующего аппарата 40 % [4, 10, 12], а также на идентичных по гранулометрическому, минералогическому и вещественному составам пробах сульфидной медно-цинковой руды, мас. %:

Медь .....	2,2
Цинк .....	1,2
Сульфидная сера .....	19,22
Железо .....	29,41
Диоксид кремния .....	25,66
Оксид алюминия .....	5,46
Пирит.....	60,8
Кварц .....	19,4
Клинохлор.....	6,6
Халькопирит .....	4,8
Полевой шпат.....	4,0
Карбонаты.....	2,0
Сфалерит .....	1,0
Борнит .....	0,5
Ковеллин .....	0,4
Оксиды железа .....	0,5

В ходе изучения процессов классификации руды в замкнутом цикле выполнено исследование вещественного состава продуктов разделения. Они были подвергнуты ситовому и седиментационному анализам с последующими химическими (на спектрометрах «Argos» и «Solaar», анализаторе «CS-800») и минералогическими исследованиями классов крупности (на оптическом микроскопе с использованием программного обеспечения «Минерал С7»).

## Результаты и их обсуждение

По результатам гидроциклонирования и тонкого гидравлического вибрационного грохочения в замкнутом цикле получены слив гидроциклона и подрешетный продукт грохота с массовой долей класса крупности  $-0,071$  мм 90,07 % и 90,42 % соответственно.

Эффективность классификации руды на многочастотном резонансном грохоте по классу крупности  $-0,071$  мм составила 72,08 %, в гидроциклоне — 61,33 %.

Циркулирующая нагрузка замкнутого цикла измельчения в случае применения в качестве классифицирующего аппарата грохота для тонкого грохочения составила 95,69 %, что существенно ниже, чем при использовании гидроциклонирования — 113,90 %.

На рис. 1 приведены гранулометрические характеристики подрешетного продукта грохота и слива гидроциклона, полученные в процессе классификации руды в открытом и замкнутом циклах измельчения. Из его данных видно, что ис-

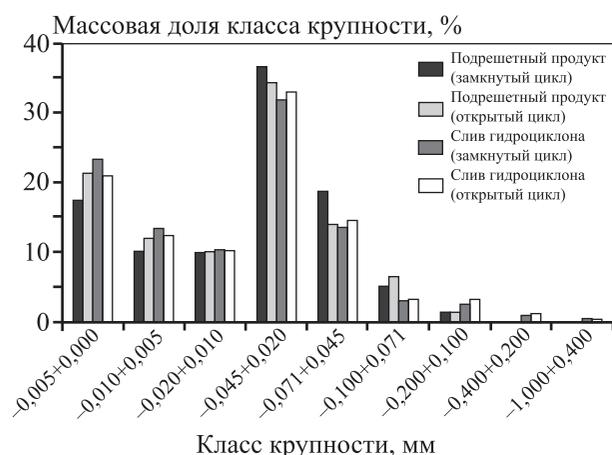


Рис. 1. Гранулометрические характеристики продуктов классификации

пользование грохота в замкнутом цикле измельчения позволяет повысить в подрешетном продукте массовую долю класса крупности  $-0,071+0,02$  мм, оптимального для последующего флотационного обогащения, на 7,11 % по сравнению с тем же показателем в открытом цикле, а также на 9,87 % по сравнению с его содержанием в сливе гидроциклона, работающего в замкнутом цикле измельчения.

При этом отмечен прирост извлечения класса крупности  $-0,071+0,02$  мм в подрешетный продукт грохота, которое в открытом цикле измельчения составило 68,58 %, а в замкнутом — 81,71 %. Повышение извлечения этой фракции характерно и для слива гидроциклона, но оно не так существенно: ее извлечение в слив гидроциклона в открытом цикле измельчения составило 70,48 %, а в замкнутом — 77,71 %.

Повышенное извлечение класса крупности  $-0,071+0,02$  мм в подрешетный продукт грохота при сравнении его работы в открытом и замкнутом циклах измельчения обусловлено циркуляцией крупных классов с надрешетным продуктом и снижением благодаря этому содержания крупных классов в подрешетном продукте.

Массовая доля тонких (шламистых) классов крупности  $-0,01+0,00$  мм в подрешетном продукте грохота в замкнутом цикле измельчения, напротив, уменьшается на 5,59 % по сравнению с открытым циклом измельчения и на 9,14 % по сравнению с показателями слива гидроциклона, работающего в замкнутом цикле.

В процессе гидроциклонирования в замкнутом цикле по сравнению с открытым наблюдается прирост массовой доли класса крупности  $-0,020$  мм в сливе гидроциклона на 3,4 % (с 43,92 % для открытого цикла измельчения до 47,32 % для замкнутого). Для процесса грохочения в замкнутом цикле измельчения по сравнению с открытым массовая доля класса крупности  $-0,020$  мм в подрешетном продукте, наоборот, снижается на 5,7 % — с 43,51 до 37,81 %. При этом извлечение тонких классов крупности в подрешетный продукт грохота остается на стабильно высоком уровне и составляет  $\sim 88\pm 98$  %.

Таким образом, можно заключить, что применение грохотов тонкого гидравлического грохочения в замкнутых циклах измельчения по сравнению с гидроциклонами позволяет повысить в подрешетном продукте массовую долю частиц, наиболее благоприятных по крупности для дальнейшего флотационного обогащения, снизить цир-

куляцию тонких (шламистых) классов крупности и содержание крупных классов крупности в конечном продукте цикла.

Следствием повышения массовой доли класса крупности  $-0,020$  мм в сливе гидроциклона явля-

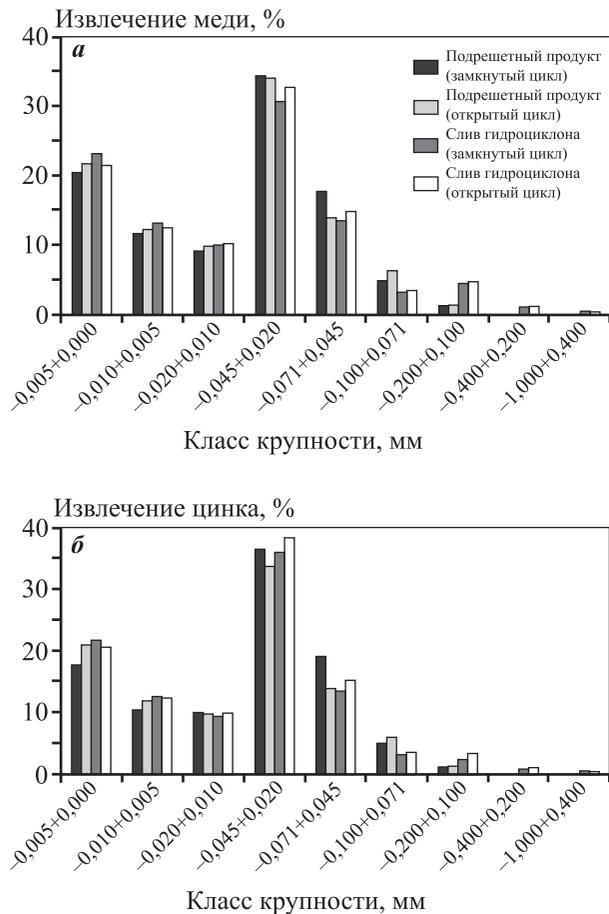


Рис. 2. Распределение меди (а) и цинка (б) по классам крупности продуктов классификации

Таблица 1  
Средний размер зерен минералов в продуктах классификации

Продукт	Минерал	Ср. размер зерен, мм
Подрешетный продукт грохота	Пирит	$0,08 \times 0,100$
	Сфалерит	$0,026 \times 0,060$
	Халькопирит	$0,048 \times 0,071$
	Нерудные минералы	$0,067 \times 0,100$
Слив гидроциклона	Пирит	$0,083 \times 0,167$
	Сфалерит	$0,021 \times 0,045$
	Халькопирит	$0,022 \times 0,065$
	Нерудные минералы	$0,038 \times 0,106$

Таблица 2  
Распределение минералов по крупности в продуктах классификации

Минерал	Фракция, мкм	Массовая доля, %
Подрешетный продукт грохота		
Пирит	70–100	39,3
	40–70	33,3
	20–40	19,6
	10–20	5,1
	0–10	2,7
Халькопирит	70–100	15,1
	40–70	58,9
	20–40	22,2
	10–20	3,2
	0–10	0,6
Сфалерит	70–100	12,6
	40–70	60,0
	20–40	22,6
	10–20	4,1
	0–10	0,7
Нерудные минералы	70–100	25,3
	40–70	48,1
	20–40	23,7
	10–20	2,7
	0–10	0,2
Слив гидроциклона		
Пирит	70–160	38,1
	40–70	25,9
	20–40	24,2
	10–20	7,6
	0–10	4,2
Халькопирит	70–100	21,3
	40–70	44,9
	20–40	27,3
	10–20	5,2
	0–10	1,3
Сфалерит	70–100	15,3
	40–70	56,6
	20–40	18,1
	10–20	6,2
	0–10	3,8
Нерудные минералы	100–130	12,2
	70–100	18,2
	40–70	45,8
	20–40	20,3
	10–20	3,0
0–10	0,5	

ется увеличение доли меди и цинка, приходящихся на данный класс крупности (рис. 2).

Доля частиц меди класса крупности  $-0,020$  мм слива гидроциклона, работающего в замкнутом цикле измельчения, составила 46,31 %, что на 2,02 % выше этого показателя в открытом цикле измельчения. А в подрешетном продукте грохота, работающего в замкнутом цикле измельчения, он составил 41,59 %, что на 2,37 % ниже, чем в открытом. Таким образом, в замкнутом цикле измельчения доля меди, приходящейся на данный класс крупности в сливе гидроциклона, на 4,72 % выше такого же показателя в подрешетном продукте грохота. Это также свидетельствует о потенциально меньшем переизмельчении минеральных частиц в случае применения в замкнутых циклах измельчения тонкого грохочения.

О переизмельчении минеральных частиц в случае применения различных классифицирующих аппаратов свидетельствуют и результаты исследования распределения минералов по крупности (табл. 1, 2).

При использовании гидроциклона в замкнутом цикле измельчения массовая доля минералов крупностью менее 0,02 мм в его сливе больше в

1,5–2,0 раза по сравнению с содержанием минералов данной крупности в подрешетном продукте грохота. Массовая доля минералов крупностью 0,02–0,07 мм при этом, наоборот, снижается на 5–12 %.

По данным ситового и седиментационного анализов продуктов классификации, приведенным на рис. 3, установлено, что содержания раскрытых зерен основных минералов в классах крупности  $-0,1$  мм подрешетного продукта грохота и слива гидроциклона отличаются друг от друга на 3–10 % в пользу первого аппарата. В классе крупности  $+0,1$  мм слива гидроциклона наблюдается пониженная массовая доля раскрытых рудных минералов (например, халькопирита и сфалерита — 15 и 27 % соответственно) по сравнению с аналогичным показателем подрешетного продукта (60 и 75 %). При этом извлечение раскрытых зерен основных минералов в классы крупности подрешетного продукта грохота выше аналогичного показателя слива гидроциклона. Например, извлечение их в классы крупности  $-0,1+0,071$ ,  $-0,071+0,045$  и  $-0,045+0,020$  мм подрешетного продукта на 20, 10 и 5 % выше аналогичного показателя слива гидроциклона.

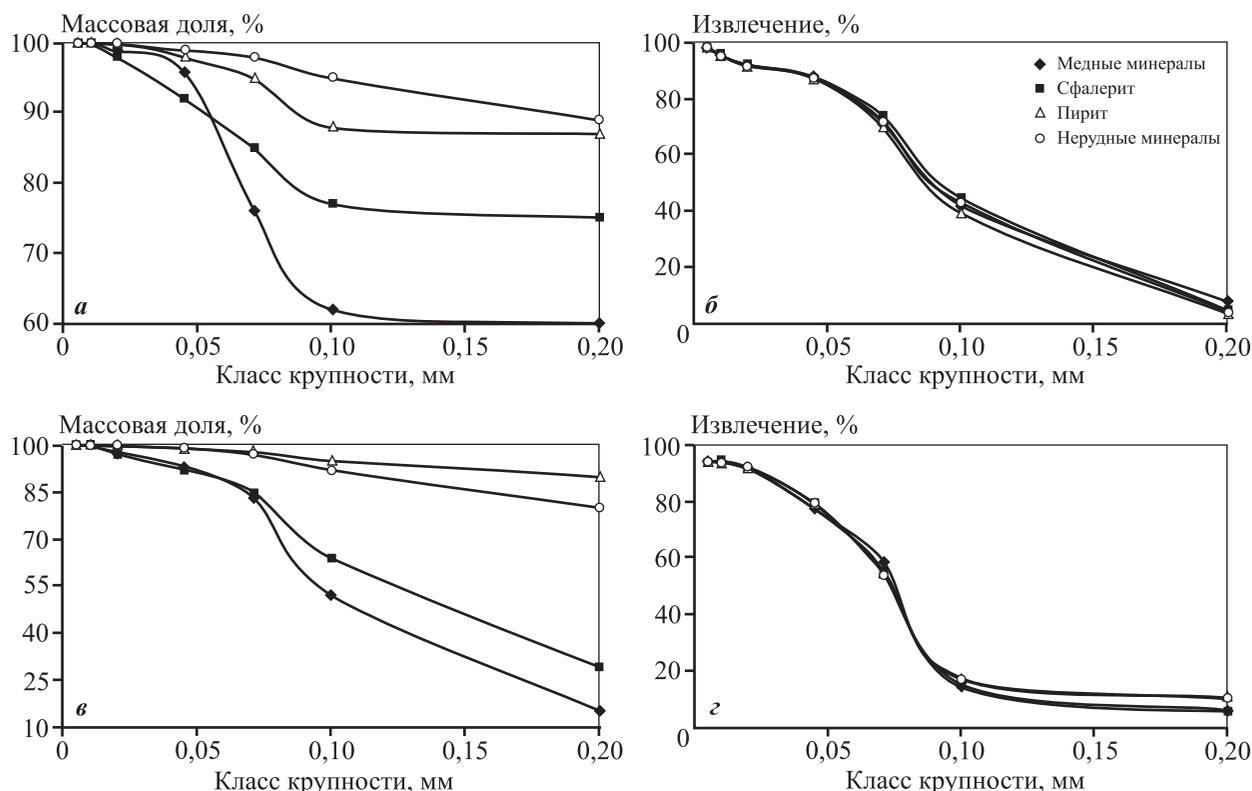


Рис. 3. Массовая доля раскрытых зерен минералов в классах крупности и их извлечение во фракции подрешетного продукта грохота (а, б) и слива гидроциклона (в, з)

Распределение раскрытых зерен минералов продуктов грохочения и гидроциклонирования по фракциям крупности приведено на рис. 4.

Представляет интерес анализ граничного значения крупности, при котором раскрытые зерна минерала равновероятно выделяются в подрешетный (слив) и надрешетный (пески) продукты грохота (гидроциклона). В замкнутом цикле измельчения оно составило: для халькопирита 0,074 и 0,111 мм, пирита — 0,079 и 0,097 мм, нерудных минералов — 0,113 и 0,125 мм соответственно.

Крупность равновероятного перехода раскрытых зерен минералов в подрешетный и надрешет-

ный продукты грохота при переходе от открытого к замкнутому циклу измельчения изменяется на 0,002—0,004 мм для рудных минералов и на 0,047 мм для нерудных. Особо она отличается при переходе частиц минералов в слив и пески гидроциклона: для рудных минералов крупность уменьшается на 0,013—0,018 мм, для нерудных — на 0,076 мм. Такое снижение ее значений свидетельствует о потенциальном переизмельчении зерен в замкнутом цикле измельчения в сравнении с аналогичным циклом с использованием грохота тонкого грохочения.

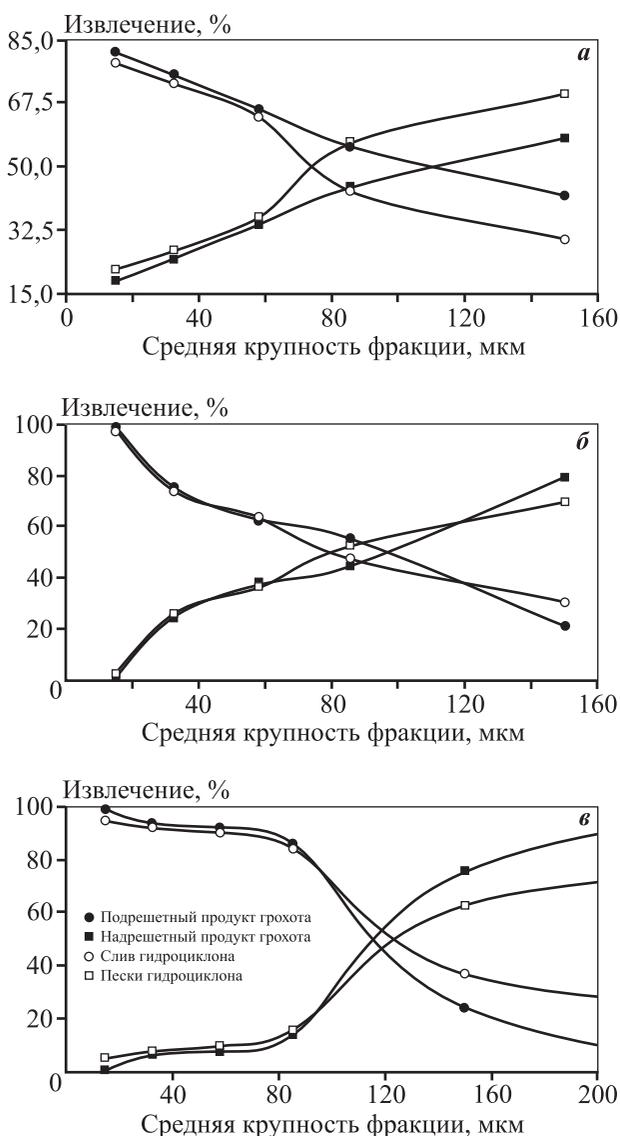
Однако эксплуатация грохота тонкого грохочения с ускорением просеивающей поверхности  $24,5 \text{ м/с}^2$  на одной из Уральских обогатительных фабрик выявила отрицательную тенденцию — зарастание отверстий сит нерастворимыми солями кальция, а также цементированными ими тонкими рудными частицами. Эта проблема может носить повсеместный характер в операциях классификации с использованием грохотов руд цветных металлов за счет того, что при их обогащении наблюдаются наличие так называемых затрудняющих частиц в твердой фазе пульпы, а также повышенные концентрации в оборотных водах сульфат-иона, диоксида углерода, фторид-ионов, катионов кальция, магния, приводящих к цементации тонких минеральных частиц.

Исключение подобного эффекта возможно путем создания ускорения просеивающей поверхности свыше  $350 \text{ м/с}^2$ , что и обеспечивается в многочастотных грохотах фирмы «Kroosh». При их использовании зарастание отверстий сит не происходит. Коэффициент живого сечения просеивающей поверхности грохота при его эксплуатации в течение 480 ч уменьшился незначительно — с 42 до 40 %.

Повышение «качества» подрешетного продукта грохота по сравнению со сливом гидроциклона позволяет повысить эффективность флотационного обогащения колчеданных медно-цинковых руд. Результаты проведенных флотационных исследований показали следующие преимущества технологии обогащения подрешетного продукта грохота по сравнению с обогащением слива гидроциклона:

— возрастает скорость флотации медь- и цинк-содержащих минералов на 10—20 %;

— снижаются потери меди и цинка с отвальными хвостами и разноименными концентратами на 1,53—3,77 % и 0,67—0,81 % соответственно;



**Рис. 4.** Извлечение раскрытых зерен халькопирита (а), пирита (б) и кварца (в) определенной крупности в продукты классификации замкнутого цикла измельчения

— увеличиваются на 2 % массовая доля меди и ее извлечение в медный концентрат;

— возрастают на 4 % массовая доля цинка и его извлечение в цинковый концентрат.

## Заключение

Таким образом, применение грохотов для тонкого гидравлического грохочения в замкнутых циклах измельчения медно-цинковых руд по сравнению с гидроциклонами позволит:

— уменьшить циркулирующую нагрузку в замкнутых циклах измельчения и циркуляцию тонких классов крупности с надрешетным продуктом;

— снизить потенциальное переизмельчение рудных минералов;

— повысить «качество» обогащаемого сырья путем увеличения массовой доли классов крупности, оптимальных для последующего флотационного обогащения, снижения содержания крупных флаций в конечном продукте цикла и перехода меди в тонкие классы крупности;

— повысить эффективность флотационного обогащения.

## Литература

1. *Вайсберг Л.А., Коровников А.Н.* Тонкое грохочение как альтернатива гидравлической классификации по крупности // Обогащение руд. 2004. No. 3. С. 23—34.
2. *Чантурия В.А., Бочаров В.А.* Новые технологии обогащения и комплексной переработки труднообогатимого природного и техногенного сырья (по материалам Международного совещания «Плаксинские чтения-2011») // Цвет. металлы. 2012. No. 2. С. 25—27.
3. *Пелевин А.Е., Лазебная М.Б.* Применение грохотов «Деррик» в замкнутом цикле измельчения на обогатительной фабрике ОАО «Комбинат Кмаруда» // Обогащение руд. 2009. No. 2. С. 4—8.
4. *Сухорученков А.И., Стаханов В.В., Зайцев Г.В.* Тонкое грохочение — высокоэффективный метод повышения технологических показателей обогащения тонковкрапленных магнетитовых руд // Горный журн. 2001. No. 4. С. 48—50.
5. *Вяльцева О.А., Вайсберг Л.А., Надутый В.П., Червоненко А.Г., Казанцева Н.Т.* Грохочение рудных пульп в циклах измельчения на резонирующих ленточно-струнных ситах // Обогащение руд. 1985. No. 3. С. 2—4.
6. *Penny B.* An Integrated Approach to Iron Ore Recovery

at the Iron Ore Company of Canada // 28-th Annual Operator's Conference of the Canadian Mineral Processors. 1996. P. 213—225.

7. *Weiss N.L., Wennen J.E., Nordstrom W.J., Murr D.L.* National Steel Pellet Company's Secondary Grinding Circuit Modifications // Comminution Practices. 1997. No. 5. P. 19—25.
8. *Valine, S.B., Futado J.R., Martins G., Policarpo D.L., F.C. da Silva Quintao.* Process Improvements at Samitri // Mining Eng. 1997. No. 4. P. 49—52.
9. *Шлапак В.Б., Кутемов Ю.П., Скорняков С.В., Семидалов С.Ю., Шанаурина Т.В.* Промышленные испытания грохота «Стек-Сайзер-48» корпорации «Деррик» и его внедрение на обогатительной фабрике ООО «СП «Эконт» // Изв. вузов. Горн. журн. 2007. No. 1. С. 101—104.
10. *Мамонов С.В., Мушкетов А.А., Нечунаев А.А.* Флотация медных руд при использовании в рудоподготовительном цикле тонкого вибрационного грохочения и гидроциклонирования // Изв. вузов. Горн. журн. 2013. No. 3. С. 114—120.
11. *Мамонов С.В., Газалеева Г.И.* Современное техническое состояние и технологические возможности тонкого грохочения в обогащении руд цветных металлов // Изв. вузов. Горн. журн. 2013. No. 6. С. 139—146.
12. *Доберсек А., Кирнарский А.С., Райш А.И.* Влияние содержания твердого в питании гидроциклонов на эффективность разделения частиц по крупности и плотности // Изв. вузов. Горн. журн. 2009. No. 5. С. 106—111.

## References

1. *Vaysberg L.A., Korovnikov A.N.* Tonkoe grokhochenie kak al'ternativa gidravlicheskoj klassifikatsii po krupnosti [Fine screening as an alternative to hydraulic classification by size]. *Obogashchenie rud.* 2004. No. 3. P. 23—34.
2. *Tchanturia V.A., Bocharov V.A.* Novye tekhnologii obogashcheniya i kompleksnoi pererabotki trudnoobogatimogo prirodnogo i tekhnogenogo syr'ya [New technologies of dressing and integrated processing of difficult materials from natural and technogenic origin (Mater. Meeting «Plaksinskie chteniya-2011») ]. *Tsvet. metally.* 2012. No. 2. P. 25—27.
3. *Pelevin A.E., Lazebnaya M.B.* Primenenie grokhotov «Derrick» v zamknutom tsikle izmel'cheniya na obogatitel'noi fabrike ОАО «Kombinat Kmaruda» [Application Derrick screens in a closed circuit of grinding at the processing plant of OJSC «Kombinat Kmaruda»]. *Obogashchenie rud.* 2009. No. 2. P. 4—8.

4. *Suhoruchenkov A.I., Stahanov V.V., Zaytsev G.V.* Tonkoe grokhochenie — vysokoeffektivnyi metod povysheniya tekhnologicheskikh pokazatelei obogashcheniya tonkovkraplennykh magnetitovykh rud [Fine screening as a highly effective method of increasing the technological indicators of the process of finely disseminated magnetite ore dressing]. *Gornyi zhurnal*. 2001. No. 4. P. 48—50.
5. *Vyaltseva O.A., Vaysberg L.A., Naduty V.P., Tchervonenko A.G., Kazantseva N.T.* Grokhochenie rudnykh pul'p v tsiklakh izmel'cheniya na rezoniruyushchikh lentochno-strunnykh sitakh [Process of ore pulps screening in circuits of grinding on the resonating sieves]. *Obogashchenie rud*. 1985. No. 3. P. 2—4.
6. *Penny B.* An Integrated Approach to Iron Ore Recovery at the Iron Ore Company of Canada: Mater. of 28-th Annual Operator's Conference of the Canadian Mineral Processors. 1996. P. 213—225.
7. *Weiss N.L., Wennen J.E., Nordstrom W.J., Murr D.L.* National Steel Pellet Company's Secondary Grinding Circuit Modifications. *Comminution Practices*. 1997. No. 5. P. 19—25.
8. *Valine, S.B., Futado J.R., Martins G., Policarpo D.L., F.C. da Silva Quintao.* Process Improvements at Samitri. *Mining Eng.* 1997. No. 4. P. 49—52.
9. *Shlapak V.B., Kutemov U.P., Skorniakov S.V., Semidalov S.U., Shanaurina T.V.* Promyshlennye ispytaniya grokhota «Stack Sizer-48» korporatsii «Derrick» i ego vnedrenie na obogatitel'noi fabrike OOO «SP «Ekont» [Industrial testing of Stack-Sizer-48 screen and its implementation at the processing plant of LTD SP Ekont]. *Izv. vuzov. Gornyi zhurnal*. 2007. No.1. P. 101—104.
10. *Mamonov S.V., Mushketov A.A., Nechunaev A.A.* Flotatsiya mednykh rud pri ispol'zovanii v rudopodgotovitel'nom tsikle tonkogo vibratsionnogo grokhocheniya i gidrotsiklonirovaniya [Influence of the fine vibratory screening process at the ore preparation circle on the flotation of copper ores]. *Izv. vuzov. Gornyi zhurnal*. 2013. No. 3. P. 114—120.
11. *Mamonov S.V., Gazaleeva G.I.* Sovremennoe tekhnicheskoe sostoyanie i tekhnologicheskie vozmozhnosti tonkogo grokhocheniya v obogashchenii rud tsvetnykh metallov [The current technical condition and technological possibilities of fine screening in the dressing of ores of non-ferrous metals]. *Izv. vuzov. Gornyi zhurnal*. 2013. No. 6. P. 139—146.
12. *Dobersek A., Kirnarsky A.S., Raysh A.I.* Vliyanie sodержaniya tverdogo v pitanii gidrotsiklonov na effektivnost' razdeleniya chastits po krupnosti i plotnosti [Influence of solid content in hydrocyclone's feeding on the efficiency of separation of particle by their size and density]. *Izv. vuzov. Gornyi zhurnal*. 2009. No. 5. P. 106—111.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПЛАВКИ МЕДЕЭЛЕКТРОЛИТНОГО ШЛАМА

© 2016 г. С.А. Краюхин, Г.И. Мальцев, К.Л. Тимофеев, С.С. Набойченко

АО «Уралэлектромедь», г. Верхняя Пышма

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

Статья поступила в редакцию 13.05.14 г., подписана в печать 19.06.14 г.

С помощью программы «Outotec's Chemical Reaction and Equilibrium Software HSC Chemistry» выполнены балансовые расчеты многокомпонентных составов равновесия в гетерофазной системе газ–жидкость–твердое при окислительной плавке обезмеженного медеэлектролитного шлама, в процессе которой в газовую фазу переходят диоксиды серы, селена и теллура, а в составе силикатного шлака концентрируются соединения свинца, меди, сурьмы, железа и алюминия. В ходе работы установлено следующее. При оптимальных условиях окислительной плавки шихты (100 кг) электролитного шлама ( $O_2 \approx 0,9$  кг,  $SiO_2 \geq 6$  %,  $CaO \approx 3$  %,  $t = 1200$  °C) свинец, сурьма и мышьяк практически полностью переходят в силикатный шлак, а медь и серебро (свыше 91 %) – в штейн. Селен распределяется между газовой фазой (49,8 %), штейном (24,1 %) и металлической фазой (26,1 %), а теллур – между возгонами (14,4 %), силикатным шлаком (8,4 %) и штейном (77,2 %).

**Ключевые слова:** плавка, шлак, шихта, возгоны, шлак, штейн, металл.

**Краюхин С.А.** – канд. техн. наук, начальник Исследовательского центра (ИЦ) АО «Уралэлектромедь» (624091, Свердловская обл., г. Верхняя Пышма, пр-т Успенский, 1). E-mail: S.Krauhin@elem.ru.

**Мальцев Г.И.** – докт. техн. наук, ст. науч. сотр., гл. специалист ИЦ АО «Уралэлектромедь». E-mail: mgi@elem.ru.

**Тимофеев К.Л.** – канд. техн. наук, гл. гидрометаллург АО «Уралэлектромедь». E-mail: K.Timofeev@elem.ru.

**Набойченко С.С.** – докт. техн. наук, проф., чл.-кор. РАН, зав. кафедрой металлургии тяжелых цветных металлов УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). E-mail: svmamachenkov@yandex.ru.

**Для цитирования:** Краюхин С.А., Мальцев Г.И., Тимофеев К.Л., Набойченко С.С. Термодинамическое прогнозирование плавки медеэлектролитного шлама // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 12–17.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-12-17.

*Krajukhin S.A., Maltsev G.I., Timofeev K.L., Naboichenko S.S.*

### Thermodynamic prediction of copper anode slime fusion

The Outotec's Chemical Reaction and Equilibrium Software HSC Chemistry software was used to make balance calculations for multicomponent equilibrium compounds in a heterophase gas-liquid-solid system under oxidizing fusion of the decoppered anode slime with sulfur, selenium and tellurium dioxides entering the gas phase, while the compounds of lead, copper, antimony, iron, and aluminum are concentrated in silicate slag. The study findings are as follows: under optimal conditions for the oxidizing fusion of the mixture (100 kg) of the anode slime ( $O_2 \approx 0,9$  kg;  $SiO_2 \geq 6$  %;  $CaO \sim 3$  %;  $t = 1200$  °C), lead, antimony and arsenic almost completely pass into silicate slag, while copper and silver (over 91 %) pass into matte. Selenium is distributed between the gas phase (49,8 %), matte (24,1 %), and metal phase (26,1 %); while tellurium is distributed between the fumes (14,4 %), silicate slag (8,4 %), and matte (77,2 %).

**Keywords:** fusion, slime, mixture, fumes, slag, matte, metal.

**Krajukhin S.A.** – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Research center of «Uralelectromed» (624091, Russia, Verkhnyaya Pyshma, Sverdlovsk region., pr. Uspensky, 1). E-mail: S.Krauhin@elem.ru.

**Maltsev G.I.** – Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Chief Specialist of the Research center of «Uralelectromed». E-mail: mgi@elem.ru.

**Timofeev K.L.** – Cand. Sci. (Eng.), Chief Hydrometallurgist of «Uralelectromed». E-mail: K.Timofeev@elem.ru.

**Naboichenko S.S.** – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of the RAS, Head of Department of metallurgy of Heavy non-ferrous metals, UrFU (620002, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 19). E-mail: svmamachenkov@yandex.ru.

**Citation:** Krajukhin S.A., Maltsev G.I., Timofeev K.L., Naboichenko S.S. Termodinamicheskoe prognozirovanie plavki medeektrolyitnogo shlama. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 12–17.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-12-17.

## Введение

Совершенствование процесса переработки до- рогостоящего обезмеженного электролитного шлама медеаффинировочных предприятий плав-

лением определяет актуальность исследований, посвященных оптимизации состава продуктов пи- рометаллургического передела. Плавление шлама

осуществляют для получения серебряно-золотого сплава (ССЗ), содержащего благородные металлы, %: 93—94 Ag, 4—5 Au, 0,2—0,3 Pd, 0,04—0,08 Pt, 0,8—1,0 Te [1—6].

Пирометаллургический передел включает следующие последовательные стадии [7—11]:

- окислительная плавка шихты;
- восстановление расплава;
- отстаивание и слив силикатного шлака;
- окислительное рафинирование чернового металла и разлив ССЗ.

Целью работы является термодинамическое прогнозирование оптимальных условий окислительной плавки электролитного шлама в химико-металлургическом цехе (ХМЦ) на комбинате АО «Уралэлектромедь» (г. Верхняя Пышма, Свердловская обл.), в процессе которой в газовую фазу переходят диоксиды серы, селена и теллура, а в составе силикатного шлака концентрируются соединения свинца, меди, сурьмы, железа и алюминия.

## Методика исследований

При выполнении балансовых расчетов многокомпонентных составов равновесия в гетерофазной системе газ—жидкость—твердое использовали функцию «Equilibrium Composition» программы «Outotec's Chemical Reaction and Equilibrium Software HSC Chemistry» [12—15]. При этом исходили из предположения, что продуктами окислительной плавки обезмеженного шлама являются:

- металлическая фаза — сплав серебряно-золотой;
- силикатный шлак, получаемый с флюсами (CaO, SiO<sub>2</sub>);
- штейновая фаза — халькогениды благородных и цветных металлов;
- содистый шлак, образующийся при окислении халькогенидов;
- газовая фаза, в которую переходят летучие диоксиды селена, серы и частично теллура.

Коэффициенты активности всех химических соединений в термодинамических расчетах принимались равными единице.

На основе предварительных балансовых расчетов определено количественное соотношение фаз,

## Содержание соединений и элементов (мас.%) в исходной шихте и продуктах плавки

Исходные соединения	Газовая фаза	Шлак	Штейн	Металл
Ag <sub>2</sub> Se — 20,41	SeO <sub>2</sub> — 9,54	Pb <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub> — 5,0	Ag <sub>2</sub> S — 1,2	Ag — 14,5
Ag <sub>2</sub> Te — 0,33	SO <sub>2</sub> — 6,0	Cu <sub>6</sub> Si <sub>6</sub> O <sub>18</sub> ·6H <sub>2</sub> O — 0,4	Sb <sub>2</sub> S <sub>3</sub> — 1,4	
Cu <sub>2</sub> Se — 1,72	PbS — 2,0	Ca(SbO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> — 3,0	As <sub>2</sub> S <sub>3</sub> — 0,05	
Se — 0,49	TeO <sub>2</sub> — 2,0	Ca <sub>2</sub> Sb <sub>2</sub> O <sub>7</sub> — 3,0		
TeO <sub>2</sub> — 6,45	Ag <sub>2</sub> S — 1,1	Ca <sub>3</sub> (SbO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> — 3,0		
PbSO <sub>4</sub> — 30,44	AsS — 0,1	Ca(AsO <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> — 1,9		
CuO — 1,66	SbS — 1,4	Ca <sub>3</sub> (AsO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> — 1,9		
PbS — 3,0				
Sb <sub>2</sub> O <sub>3</sub> — 14,0				
CuS — 3,0				
As <sub>2</sub> O <sub>3</sub> — 9,5				
CaO — 3,0				
SiO <sub>2</sub> — 6,0				
<b>Итого:</b> 100,0 %				

а также их начальные и конечные наиболее вероятные химический и минералогический составы с учетом исходной шихты и продуктов плавки. Расчеты проведены для состава шихты (100 кг) с идентифицированными исходными соединениями (см. таблицу).

Для создания окислительной атмосферы в отражательной печи при плавке обезмеженного медеэлектролитного шлама регулируют коэффициент  $\alpha$ , равный соотношению топливо/воздух в пределах 1,1—1,3, что соответствует 0,8÷0,94 кг<sub>O<sub>2</sub></sub> / 100 кг<sub>шихты</sub> [16].

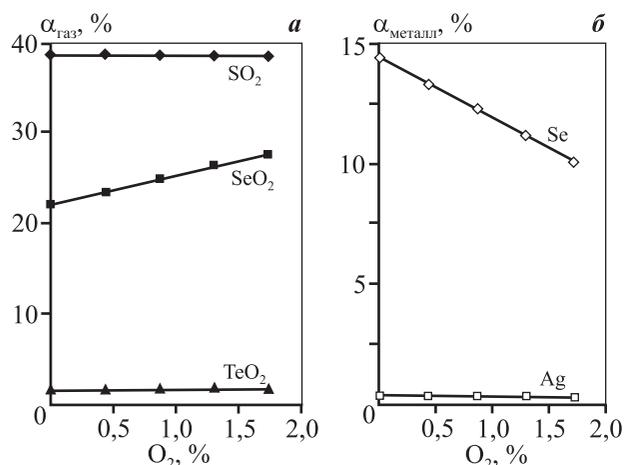
Исследовали влияние количества кислорода для создания окислительной атмосферы в печи (0,01—1,73 кг<sub>O<sub>2</sub></sub>) и содержания в исходной шихте (100 кг) кварцита (0,1—12,1 кг<sub>SiO<sub>2</sub></sub>), оксида кальция (0,1—5,7 кг<sub>CaO</sub>), а также температуры плавки ( $t = 800 \div 1300$  °C).

## Результаты и их обсуждение

Результаты термодинамического расчета влияния расхода кислорода в замкнутой системе на распределение химических соединений по продуктам плавки представлены на рис. 1.

Возгоны содержат диоксиды серы (~39 %<sup>1</sup>), селена (22—28 %) и теллура (1,6—1,8 %), концентрации

<sup>1</sup> Здесь и далее содержания элементов и соединений приводятся в мас.%.



**Рис. 1.** Степень перехода соединений из шихты (100 кг) в продукты плавки: возгоны (а) и металлическую фазу (б), в зависимости от содержания кислорода в системе

которых увеличиваются в различной степени, по мере роста концентрации кислорода в системе в исследованном интервале 0–2 % O<sub>2</sub>.

Силикатный шлак состоит из макросоединений: 2PbO·SiO<sub>2</sub> (~48 %), Sb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (~25 %), Ca(AsO<sub>2</sub>)<sub>2</sub> (~16 %), PbSO<sub>4</sub> (~10 %), Ca<sub>3</sub>(SbO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> (~9 %), TeO<sub>2</sub> (~4 %). Остальных соединений в шлаке содержится менее 1%. Концентрация кислорода в системе не оказывает влияния на количество компонентов в силикатном шлаке.

Штейн представлен селенидами и теллуридами серебра и меди: Ag<sub>2</sub>Te (32–33 %), Ag<sub>2</sub>Se (27–28 %), Cu<sub>2</sub>Se (7 %), содержания которых также практически не зависят от избытка кислорода в системе.

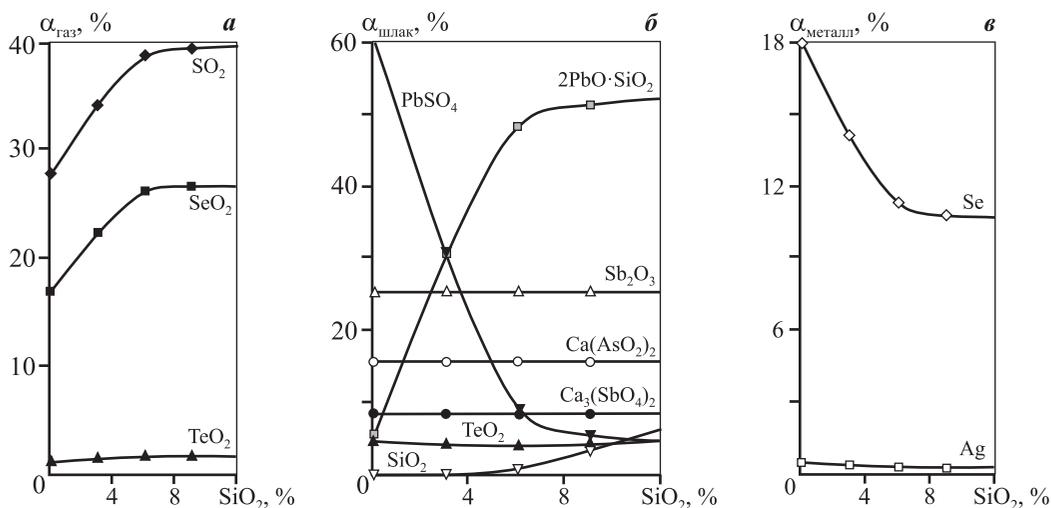
В металлической фазе кроме драгметаллов присутствует селен (14,4–10,1 %), содержание которого уменьшается в 1,5 раза за счет перехода в виде SeO<sub>2</sub> в газовую фазу по мере возрастания количества кислорода в системе.

По результатам термодинамического расчета влияния расхода кварцита в шихте на распределение элементов в химических соединениях по продуктам плавки (рис. 2) установлено, что при увеличении содержания кварцита в шихте (0,1–12 %) возрастает количество диоксида серы (28–40 %) и селена (17–27 %) в возгонах вследствие привнесения в систему кислорода в составе SiO<sub>2</sub> и снижается доля сульфата свинца (с 60 до 5 %) в силикатном шлаке за счет увеличения образования оксисиликата свинца 2PbO·SiO<sub>2</sub> (с 6 до 52 %). Количество остальных компонентов шлака остается неизменным, так же как и состав штейновой фазы: Ag<sub>2</sub>Te (32–31%), Ag<sub>2</sub>Se (28–29 %), Cu<sub>2</sub>Se (~7 %).

В металлической фазе содержание селена уменьшается в 1,8 раза (с 18 до 11 %) благодаря интенсификации процесса возгона SeO<sub>2</sub> под воздействием кислорода из состава увеличивающейся доли кварцита.

Результаты термодинамического расчета влияния расхода оксида кальция в шихте на распределение элементов в химических соединениях по продуктам плавки приведены на рис. 3.

По мере возрастания в шихте содержания оксида кальция в интервале 0,1–12,1 % CaO при неизменном количестве в газовой фазе диоксидов серы (~39 % SO<sub>2</sub>) и теллура (~2 % TeO<sub>2</sub>) снижает-



**Рис. 2.** Степень перехода соединений в продукты плавки: возгоны (а), силикатный шлак (б) и металлическую фазу (в), в зависимости от содержания кварцита в шихте (100 кг)

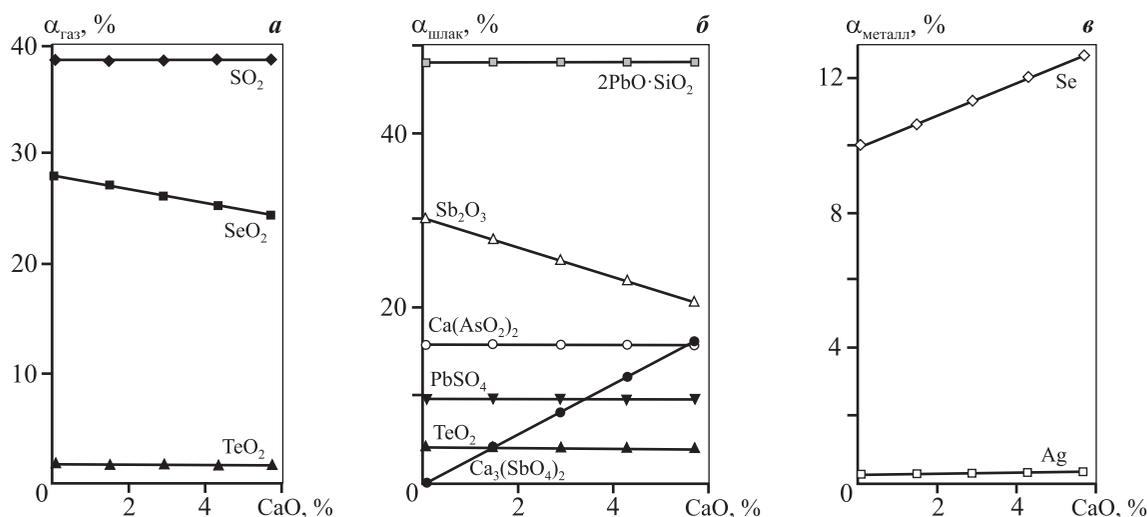


Рис. 3. Степень перехода соединений в продукты плавки: возгоны (а), силикатный шлак (б) и металлическую фазу (в), в зависимости от содержания оксида кальция в шихте (100 кг)

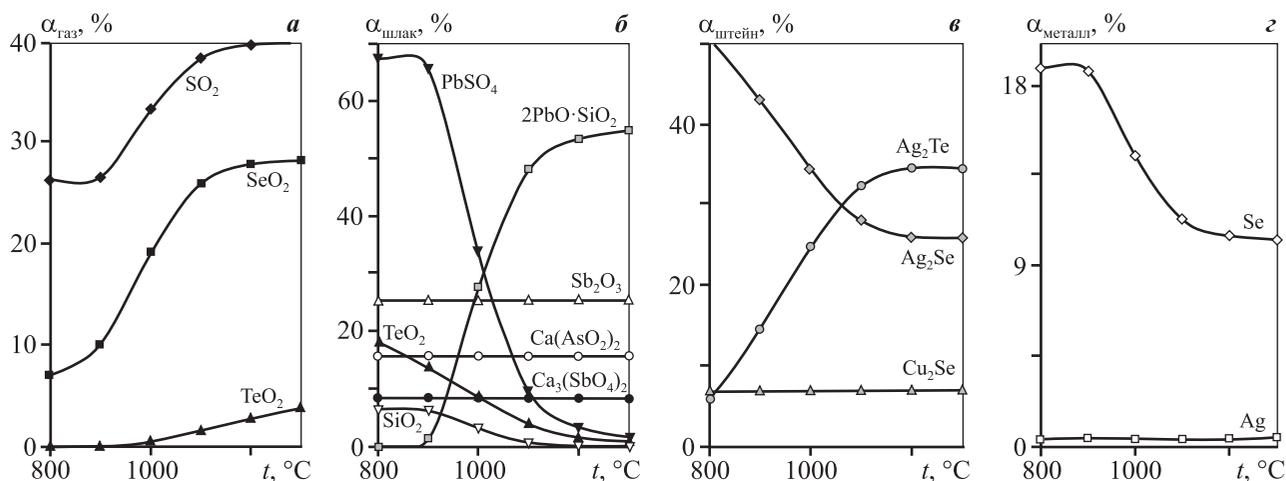


Рис. 4. Степень перехода соединений в продукты плавки: возгоны (а), силикатный шлак (б), штейн (в) и металлическую фазу (г), в зависимости от температуры окислительной плавки

ся возгонка диоксида селена (с 28 до 24,5 %  $\text{SeO}_2$ ) при одновременном увеличении количества элементарного селена в металлической фазе (с 10 до 12,6 % Se).

В шлаке часть сурьмы из состава оксида (30,3—20,7 %  $\text{Sb}_2\text{O}_3$ ) переходит в кальцит (0,2—15,8 %  $\text{Ca}_3(\text{SbO}_4)_2$ ) (рис. 3, б) при неизменном содержании остальных компонентов:  $2\text{PbO}\cdot\text{SiO}_2$  (~48 %),  $\text{Ca}(\text{AsO}_2)_2$  (~16 %),  $\text{PbSO}_4$  (~10 %),  $\text{TeO}_2$  (~4 %). Состав штейновой фазы также остается стабильным:  $\text{Ag}_2\text{Te}$  (32—33 %),  $\text{Ag}_2\text{Se}$  (28—29 %),  $\text{Cu}_2\text{Se}$  (~7 %).

Результаты термодинамического расчета влияния температуры окислительной плавки на распределение элементов в химических соединениях по продуктам приведены на рис. 4. Показано, что

при возрастании температуры в интервале 800—1300 °C увеличивается количество возгоняемых диоксидов серы (с 27 до 40 %), селена (с 7 до 28 %) и теллура (с 0,01 до 4,0 %) и, соответственно, снижается содержание селена в штейновой (с 51 до 26 %  $\text{Ag}_2\text{Se}$ ) и металлической (с 19 до 10 % Se) фазах. Напротив, при увеличении температуры окислительной плавки количество теллура в штейне возрастает (с 6 до 35 %  $\text{Ag}_2\text{Te}$ ) за счет его удаления из состава силикатного шлака (с 18 до 1 %  $\text{TeO}_2$ ).

В силикатном шлаке при повышении  $t$  снижается доля сульфата свинца (с 67 до 2 %  $\text{PbSO}_4$ ) и увеличивается количество ортосиликата свинца (с 0,005 до 54,7 %  $2\text{PbO}\cdot\text{SiO}_2$ ), а остальные его компоненты в исследованном интервале температур

остаются неизменными:  $Sb_2O_3$  (~25 %),  $Ca(AsO_2)_2$  (~16 %) и  $Ca_3(SbO_4)_2$  (8,5 %).

## Заключение

Выявлены оптимальные условия окислительной плавки шихты (100 кг) электролитного шлама:  $O_2 \approx 0,9$  кг;  $SiO_2 \geq 6$  %;  $CaO \sim 3$  %;  $t = 1200$  °С, при которых металлы и элементы распределяются между образующимися фазами следующим образом:

— свинец, сурьма и мышьяк практически полностью переходят в силикатный шлак:  $2PbO \cdot SiO_2$  (~48 %),  $Sb_2O_3$  (~25 %),  $Ca(AsO_2)_2$  (~16 %),  $PbSO_4$  (~10 %),  $Ca_3(SbO_4)_2$  (~9 %) и  $TeO_2$  (~4 %);

— медь и серебро (свыше 91 %) концентрируются в штейне;

— селен распределяется между газовой фазой (49,8 %), штейном (24,1 %) и металлической фазой (26,1 %);

— теллур присутствует в возгонах (14,4 %), силикатном шлаке (8,4 %) и штейне (77,2 %).

## Литература

1. Сошникова Л.А., Купченко М.М. Переработка медно-электролитных шламов. М.: Metallurgy, 1978.
2. Петров Г.В. Особенности окисления селенида серебра при сульфатизации // Компл. исполз. минер. сырья. 1987. No. 11. С. 50—53.
3. Бельский А.М., Бодуэн А.Я., Петров Г.В. Влияние окислителей на жидкофазную сульфатизацию медно-электролитных шламов // Бюл. Цветная металлургия. 2004. No. 9. С. 17—20.
4. Кубасов В.Л., Никольская Л.Л., Мироевский Г.П. Способ переработки медно-электролитных шламов: Авт. св-во 1678906 (СССР). Заявл. 21.06.1989. Опубл. 23.09.1991. Бюл. No. 35.
5. Wood P. Intec's dendritic copper process poised for commercialization // Metal Powder Report. 2001. Vol. 56. Iss. 3. P. 26—30.
6. Xie F., Cai T., Ma Y. Recovery of Cu and Fe from printed circuit board waste sludge by ultrasound: evaluation of industrial application // J. Cleaner Product. 2009. Vol. 17. Iss. 16. P. 1494—1498.
7. Amaral F.A.D., Santos V.S., Bernardes A.M. Metals recovery from galvanic sludge by sulfate roasting and thiosulfate leaching // Miner. Eng. 2014. Vol. 60. P. 1—7.
8. Chou J.-D., Lin C.-L., Wey M.-Y. Effect of Cu species on leaching behavior of simulated copper sludge after thermal treatment: ESCA analysis // J. Hazard. Mater. 2010. Vol. 179. No. 1-3. P. 1106—1110.

9. Hsiung J.-S., Huang Y.-C., Li K.-C. Study on the influence of additives in an industrial calcium fluoride and waterworks sludge co-melting system // J. Environmental Management. 2007. Vol. 84. Iss. 4. P. 384—389.
10. Agrawal A., Sahu K.K. Problems, prospects and current trends of copper recycling in India: An overview // Resources, Conservation and Recycling. 2010. Vol. 54. No. 7. P. 401—416.
11. Zhang W., Cheng C.Y. Manganese metallurgy review. Pt. I: Leaching of ores/secondary materials and recovery of electrolytic/chemical manganese dioxide // Hydrometallurgy. 2007. Vol. 89. No. 3-4. P. 137—159.
12. Torres C.M., Taboada M.E., Graber T.A. The effect of seawater based media on copper dissolution from low-grade copper ore // Miner. Eng. 2015. Vol. 71. P. 139—145.
13. Puts G.J., Crouse P.L. The influence of inorganic materials on pyrolysis of polytetrafluoroethylene. Pt. 1: The sulfates and fluorides of Al, Zn, Cu, Ni, Co, Fe, and Mn // J. Fluorine Chem. 2014. Vol. 168. P. 260—267.
14. Sundman B., Lu X.-G., Ohtani H. The implementation of an algorithm to calculate thermodynamic equilibria for multi-component systems with non-ideal phases in a free software // Comput. Mater. Sci. 2015. Vol. 101. P. 127—137.
15. Littlejohn P., Vaughan J. Selectivity of commercial and novel mixed functionality cation exchange resins in mildly acidic sulfate and mixed sulfate-chloride solution // Hydrometallurgy. 2012. Vol. 121-124. P. 90—99.
16. Мاستюгин С.А., Волкова Н.А., Набойченко С.С., Ласточкина М.А. Шламы электролитического рафинирования меди и никеля. Екатеринбург: УрФУ, 2013.

## References

1. Soshnikova L.A., Kupchenko M.M. Pererabotka medno-ekhtrolitnykh shlamov [Treatment of copper electrolytic slimes]. Moscow: Metallurgiya, 1978.
2. Petrov G.V. Osobennosti okisleniya selenida serebra pri sul'fatizatsii [Features oxidation of silver selenide at sulphatization]. Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya. 1987. No. 11. P. 50—53.
3. Belen'kii A.M., Boduen A.Ya., Petrov G.V. Vliyanie okislitelei na zhidkofaznuyu sul'fatizatsiyu medeekhtrolitnykh shlamov [Effect of oxidants in the liquid phase sulphatization of copper electrolytic slimes]. Byul. Tsvet. metallurgiya. 2004. No. 9. P. 17—20.
4. Kubasov V.L., Nikol'skaya L.L., Miroevskii G.P. Sposob pererabotki medeekhtrolitnykh shlamov [Method for processing of copper electrolytic slimes]: Certificate of authorship 1678906 (SU). 1989.

5. Wood P. Intec's dendritic copper process poised for commercialization. *Metal Powder Report*. 2001. Vol. 56. Iss. 3. P. 26—30.
6. Xie F., Cai T., Ma Y. Recovery of Cu and Fe from printed circuit board waste sludge by ultrasound: evaluation of industrial application. *J. Cleaner Product*. 2009. Vol. 17. Iss. 16. P. 1494—1498.
7. Amaral F.A.D., Santos V.S., Bernardes A.M. Metals recovery from galvanic sludge by sulfate roasting and thio-sulfate leaching. *Minerals Engineering*. 2014. Vol. 60. P. 1—7.
8. Chou J.-D., Lin C.-L., Wey M.-Y. Effect of Cu species on leaching behavior of simulated copper sludge after thermal treatment: ESCA analysis. *J. Hazard. Mater.* 2010. Vol. 179. No. 1-3. P. 1106—1110.
9. Hsiung J.-S., Huang Y.-C., Li K.-C. Study on the influence of additives in an industrial calcium fluoride and waterworks sludge co-melting system. *J. Environmental Management*. 2007. Vol. 84. Iss. 4. P. 384—389.
10. Agrawal A., Sahu K.K. Problems, prospects and current trends of copper recycling in India: An overview. *Resources, Conservation and Recycling*. 2010. Vol. 54. No. 7. P. 401—416.
11. Zhang W., Cheng C.Y. Manganese metallurgy review. Pt. I: Leaching of ores/secondary materials and recovery of electrolytic/chemical manganese dioxide. *Hydrometallurgy*. 2007. Vol. 89. No. 3-4. P. 137—159.
12. Torres C.M., Taboada M.E., Graber T.A. The effect of seawater based media on copper dissolution from low-grade copper ore. *Miner. Eng.* 2015. Vol. 71. P. 139—145.
13. Puts G.J., Crouse P.L. The influence of inorganic materials on pyrolysis of polytetrafluoroethylene. Pt. 1: The sulfates and fluorides of Al, Zn, Cu, Ni, Co, Fe and Mn. *J. Fluorine Chem.* 2014. Vol. 168. P. 260—267.
14. Sundman B., Lu X.-G., Ohtani H. The implementation of an algorithm to calculate thermodynamic equilibria for multi-component systems with non-ideal phases in a free software. *Comput. Mater. Sci.* 2015. Vol. 101. P. 127—137.
15. Littlejohn P., Vaughan J. Selectivity of commercial and novel mixed functionality cation exchange resins in mildly acidic sulfate and mixed sulfate-chloride solution. *Hydrometallurgy*. 2012. Vol. 121-124. P. 90—99.
16. Mastuyugin S.A., Volkova N.A., Naboichenko S.S., Lastochkina M.A. Shlamy elektroliticheskogo rafinirovaniya medi i nikelya [Slimes from electrolytic refining of copper and nickel]. Ekaterinburg: UrFU, 2013.

## ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОЙ ДИССОЦИИИ ДОЛОМИТА

© 2016 г. **М.В. Белоусов, Е.Н. Селиванов, Р.И. Гуляева, С.Н. Тюшняков, Д.Ф. Ракипов**

Уральский федеральный университет (УрФУ) им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург  
Институт металлургии (ИМЕТ) УрО РАН, г. Екатеринбург

*Статья поступила в редакцию 06.06.14 г., доработана 14.04.15 г., подписана в печать 15.05.15 г.*

Приведены результаты исследований термодинамических основ и кинетики процессов термической диссоциации доломитов уральских месторождений. Образцы доломита отличаются долей и крупностью включений кальцита, что определяет отличия в кинетике их диссоциации. Установлено, что диссоциация доломитов протекает по двухстадийной модели, лимитируемой на первой стадии реакцией на трехмерной поверхности, а на второй – кинетическим уравнением, имеющим порядок, близкий к 0,3 и 0,6.

**Ключевые слова:** производство магния, силикотермия, термодинамика, кинетика, доломит, обжиг, диссоциация, моделирование.

**Белоусов М.В.** – канд. техн. наук, доцент кафедры металлургии алюминия УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). E-mail: metalmg@yandex.ru.

**Селиванов Е.Н.** – докт. техн. наук, директор ИМЕТ УрО РАН (620016, г. Екатеринбург, ул. Амундсена, 101). E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Гуляева Р.И.** – канд. хим. наук, ст. науч. сотрудник ИМЕТ УрО РАН. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Тюшняков С.Н.** – аспирант ИМЕТ УрО РАН. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Ракипов Д.Ф.** – канд. техн. наук, доцент кафедры металлургии легких металлов УрФУ. E-mail: rakipov@list.ru.

**Для цитирования:** Белоусов М.В., Селиванов Е.Н., Гуляева Р.И., Тюшняков С.Н., Ракипов Д.Ф. Термодинамика и кинетика процесса термической диссоциации доломита // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 18–25. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-18-25.

*Belousov M.V., Selivanov E.N., Gulyaeva R.I., Tyushnyakov S.N., Rakipov D.F.*  
**Thermodynamics and kinetics of dolomite thermal dissociation**

Here we present the results of studying thermodynamic principles and kinetics of thermal dissociation of dolomites in the Urals deposits. Dolomite samples vary by fractions and grain size of calcite inclusions that determines the differences in their dissociation kinetics. It was found that dolomite dissociation occurs based on the two-stage model limited at the first stage by the reaction on a three-dimensional surface and at the second stage – by the kinetic equation with a degree close to 0,3 and 0,6.

**Keywords:** magnesium production, silicothermy, thermodynamics, kinetics, dolomite, roasting, dissociation, modeling.

**Belousov M.V.** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of aluminium metallurgy, Ural Federal University (UrFU) (620002, Russia, Yekaterinburg, Mira str., 19). E-mail: metalmg@yandex.ru.

**Selivanov E.N.** – Dr. Sci (Eng.), Director of the Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy Science (IMET) (620016, Russia, Yekaterinburg, Amundsen str., 101). E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Gulyaeva R.I.** – Cand. Sci, Senior researcher at the IMET. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Tyushnyakov S.N.** – Postgraduate at the IMET. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Rakipov D.F.** – Cand. Sci (Eng.), Associate Professor of the Department of light metals metallurgy, UrFU. E-mail: rakipov@list.ru.

**Citation:** Belousov M.V., Selivanov E.N., Gulyaeva R.I., Tyushnyakov S.N., Rakipov D.F. Termodinamika i kinetika protsesssa termicheskoi dissotsiatsii dolomita. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 18–25. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-18-25.

## Введение

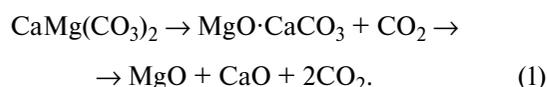
Сведения о термической диссоциации доломита  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  важны для производства магния силикотермическим способом. Диссоциация карбонатов щелочно-земельных металлов изучена достаточно подробно [1–8], однако и до настоящего

времени механизм процесса однозначно не установлен.

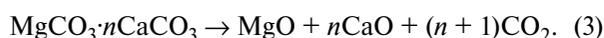
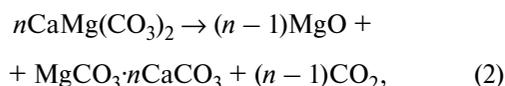
Современные представления о механизме разложения карбонатов магния и кальция не имеют существенных расхождений. В отношении доло-

мита ситуация несколько иная: исследования методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии, меченых атомов не дали окончательного суждения о механизме его разложения.

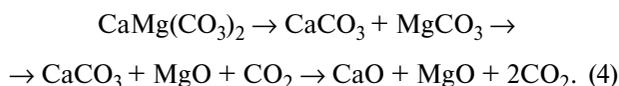
По мнению авторов [2, 3], излагающих точку зрения Ле-Шателье и Митчелла, в ходе термического разложения доломита образуется соединение  $MgO \cdot CaCO_3$ , в дальнейшем диссоциирующее на оксиды магния и кальция:



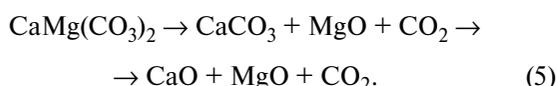
Согласно [4] диссоциация доломита происходит с выделением  $MgO$  и  $CO_2$ , остаток представляет собой твердый раствор избыточного кальцита в доломите. Этой же гипотезы придерживаются авторы [5, 6]:



Для крупнокристаллического доломита в работах [2, 6] предположен его распад при  $t = 750^\circ C$  на свободные карбонаты кальция и магния. Карбонат магния сразу разлагается с высокой скоростью на  $MgO$  и  $CO_2$  с образованием механической смеси оксида магния и карбоната кальция, который диссоциирует при повышенной температуре:



Большое распространение получило заключение авторов [7] о двухстадийном механизме термического распада доломита, определяемом парциальным давлением  $CO_2$  в газе. При  $P_{CO_2} > 2,66$  кПа диссоциация протекает в две стадии:



Если  $P_{CO_2} < 2,66$  кПа, то при распаде доломита сразу образуются  $CaO$  и  $MgO$ . Формирование  $CaCO_3$  возможно, как утверждается в [7], непосредственно из решетки доломита с сохранением кристаллов  $CaCO_3$  исходной ориентации.

Цель настоящей работы состоит в исследовании термодинамических и кинетических параметров процесса термической диссоциации доломитов Бойцовского и Чернореченского месторождений (Свердловская обл.).

## Методика исследований

Для достижения поставленной цели применялись следующие методы исследований:

— термодинамическое моделирование [8] для системы  $CaMg(CO_3)_2 - MgCO_3 - CaCO_3 - MgO - CaO - CO_2$  (HSC 6.1 Chemistry);

— термический анализ (NETZSCH STA 449C) с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрии (ТГ);

— рентгенофазовый анализ (RIGAKU,  $D_{max} = 2200$ ) продуктов взаимодействия;

— расчет кинетических параметров и оценка реакционной модели (NETZSCH Thermokinetics 3.0).

Для экспериментов взяты представительные пробы доломитовой руды Бойцовского (I) и Чернореченского (II) месторождений, состав которых приведен в табл. 1. Эти доломиты как сырье для производства магния имеют достаточно высокое качество, практически не загрязнены примесями щелочных и тяжелых металлов. Исходные пробы массой по 5 кг представляли собой куски размером до 25–70 мм. Для изучения их структуры использовались кусковые (25 мм) образцы, а для термического анализа их измельчали до крупности менее 0,074 мм.

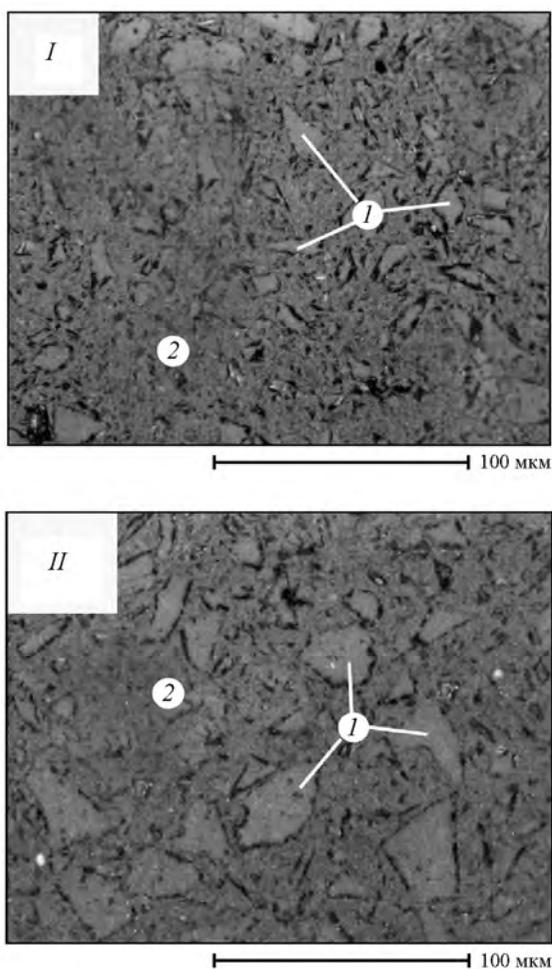
## Результаты и их обсуждение

Микроструктура (рис. 1) исследуемых образцов отличается долей и крупностью включений карбоната кальция: в обр. I они имеют размеры 10–

Таблица 1

Состав образцов руды Бойцовского (I) и Чернореченского (II) месторождений Свердловской обл.

Образец	Содержание, мас. %							
	MgO	CaO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> O	SiO <sub>2</sub>	п.п.п.	Сумма
I	20,4	31,1	0,08	0,03	0,02	0,04	46,0	97,6
II	18,7	33,0	0,17	0,04	0,05	0,07	47,2	99,3



**Рис. 1.** Структура образцов доломитов *I* и *II*  
 1 – CaCO<sub>3</sub>, 2 – CaMg(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>

20 мкм и содержатся в количестве 7 %, а в обр. *II* – соответственно 20–30 мкм и 12,5 %.

По данным рентгенофазового анализа обоих порошкообразных образцов выявлены только рефлексы, характерные для CaMg(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> и CaCO<sub>3</sub>. Расчет параметров элементарных ячеек (ЭЯ) карбонатов в ромбоэдрической сингонии, пространственной группе *R3* при  $a = b$ ,  $\alpha = \beta = 90^\circ$  и  $\gamma = 120^\circ$  показал (табл. 2) небольшое превышение их значений для доломита в обр. *I* в сравнении с *II*. Причем параметры ЭЯ кальцита в обоих образцах различаются между собой: в обр. *II* отмечена большая величина параметра *c*. Исходя из значений рефлекса  $d_{104}$  для каждого из рассмотренных доломитов определено содержание в них кальция по уравнению [9]

$$N_{Ca} = (d_{104} - 0,28840)/0,003 + 0,50. \quad (6)$$

Для обр. *I*  $d_{104} = 0,28856$  нм, а для обр. *II* – 0,28811 нм, что соответствует составам доломитов

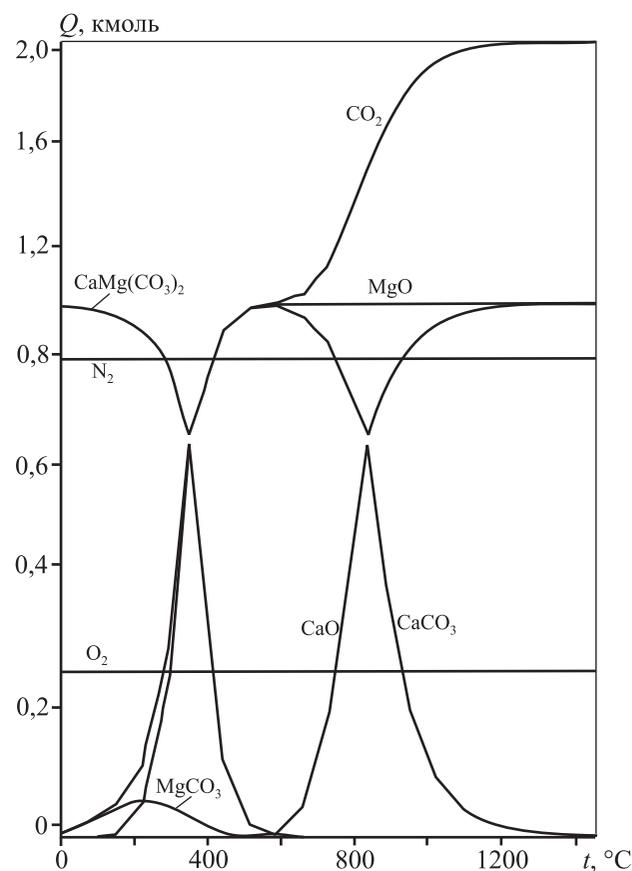
Ca<sub>0,505</sub>Mg<sub>0,495</sub>(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> и Ca<sub>0,490</sub>Mg<sub>0,510</sub>(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> и отношениям Ca : Mg = 1,021 (обр. *I*) и 0,962 (обр. *II*).

Термодинамическое моделирование в рабочем теле CaMg(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>–MgCO<sub>3</sub>–CaCO<sub>3</sub>–MgO–CaO–CO<sub>2</sub> выполнено в разных средах – на воздухе, в азоте и углекислом газе. Согласно полученным данным (рис. 2) диссоциация доломита (на воздухе) начинается при  $t > 200^\circ\text{C}$  и 100 %-но завершается для CaMg(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> около 600 °С, а CaCO<sub>3</sub> – при 900 °С. Изменение состава газовой фазы среды мало влия-

**Таблица 2**  
**Параметры элементарных ячеек\***  
**доломита и кальцита в исследуемых образцах**

Образец	Доломит			Кальцит		
	<i>a</i>	<i>c</i>	<i>V</i>	<i>a</i>	<i>c</i>	<i>V</i>
<i>I</i>	0,4809	1,6005	0,3206	0,4991	1,7034	0,3674
<i>II</i>	0,4801	1,5992	0,3193	0,4973	1,7166	0,3677

\* *a* и *c* – размеры сторон, нм; *V* – объем элементарной ячейки, нм<sup>3</sup>.



**Рис. 2.** Результаты термодинамического моделирования нагрева доломита на воздухе

ет на последовательность превращений доломита, который первоначально разлагается на  $MgO$  и  $CaCO_3$  с диссоциацией последнего при повышенных температурах. Необходимо отметить, что в среде  $CO_2$  (0,1 МПа) диссоциация карбонатов начинается при более высоких температурах. Изменение доли  $CO_2$  в газовой фазе свидетельствует о двухстадийной диссоциации доломита: разложение карбонатов магния на первой стадии и кальция — на второй в интервалах температур 500–650 °С и 800–1050 °С соответственно. Таким образом, термодинамическое моделирование подтверждает протекание процесса согласно реакции (5).

Расчет параметров элементарной ячейки доломита, выполненный исходя из данных высокотемпературного рентгенофазового анализа при нагреве обр. I (рис. 3), показал монотонное повышение

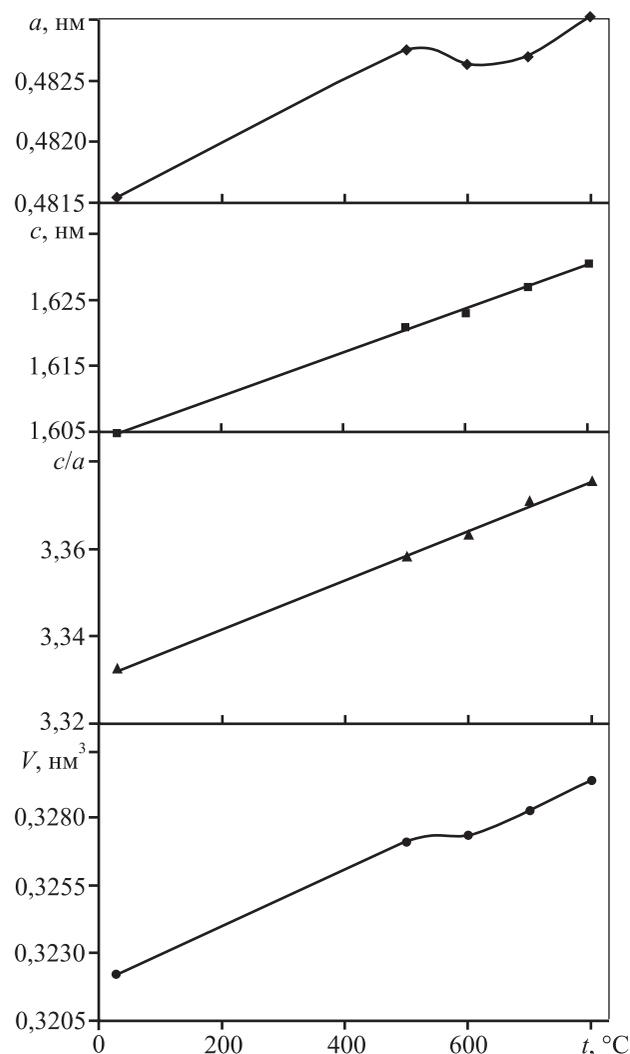


Рис. 3. Изменение параметров элементарной ячейки доломита (обр. I) при нагревании

величины  $c$  и отклонение от линейности параметра  $a$  при  $t = 500\text{--}700$  °С. Характерное повышение с температурой отношения  $c/a$  свидетельствует об анизотропном расширении кристаллической решетки доломита, т.е. о ее химической деформации, что было выявлено в работе [9].

Термоанализ измельченных образцов доломита (крупность частиц менее 0,074 мм, масса навески 15,85 мг) выполнен при непрерывном нагреве со скоростями  $v = 5, 10$  и  $20$  °С/мин в потоке ( $0,03$  дм<sup>3</sup>/мин) аргона в тиглях из алунда. Результаты термического анализа обр. I (рис. 4, а) показали, что при  $v = 5$  °С/мин заметная убыль массы ( $\Delta m$ ) начинается с  $t = 400$  °С, при  $810$  °С она достигает 45,0 %, а при  $1000$  °С — 45,4 %. На кривой теплового потока ( $Q$ ) выявлен совмещенный эндотермический эффект с началом при  $690$  °С, теплота которого составила 1360 Дж/г (237 кДж/моль), связанный с разложением доломита. По кривой  $\Delta m/t$  выявлены два экстремума, отвечающие  $t = 760$  и  $793$  °С. Увеличение скорости нагрева до  $20$  °С/мин приводит к разделению эффектов на кривой  $Q$  и смещению начала и окончания разложения до  $740$  °С (первая стадия) и  $850$  °С (вторая).

Результаты термического анализа обр. II (см. рис. 4, б) показали, что при нагреве со скоростью  $5$  °С/мин его масса начинает убывать при  $t = 400$  °С, при  $890$  °С значение  $\Delta m$  достигает 46,8 %. На кривой теплового потока выявлены 3 совмещенных эндотермических эффекта с началом при  $t = 724$  °С (первая стадия) и максимумами при  $751$  и  $798$  °С (вторая). Суммарная их величина составила 1150 Дж/г (192 кДж/моль). Понижение величины теплового эффекта обр. II, вероятно, связано с большим содержанием  $CaCO_3$  в исходном материале. Увеличение  $v =$  до  $20$  °С/мин приводит к смещению начала разложения доломита до  $758$  °С, а температур максимумов — до  $790, 853$  и  $866$  °С. Полученные данные удовлетворительно согласуются с результатами ранее проведенных измерений [10, 11].

Данные по изменению массы при разложении доломита положены в основу расчета кинетических параметров и выявления реакционной модели. Использование одностадийной модели процесса с лимитирующей кинетической реакцией  $n$ -го порядка позволило определить кинетические параметры с коэффициентами корреляции  $r^2 = 0,999$ . Результаты расчетов на основе последовательной двухстадийной модели  $A \rightarrow B \rightarrow C$  (рис. 5) выявили лимитирующие стадии, связанные с реакцией на трехмерной поверхности ( $R3$ ) и кинети-

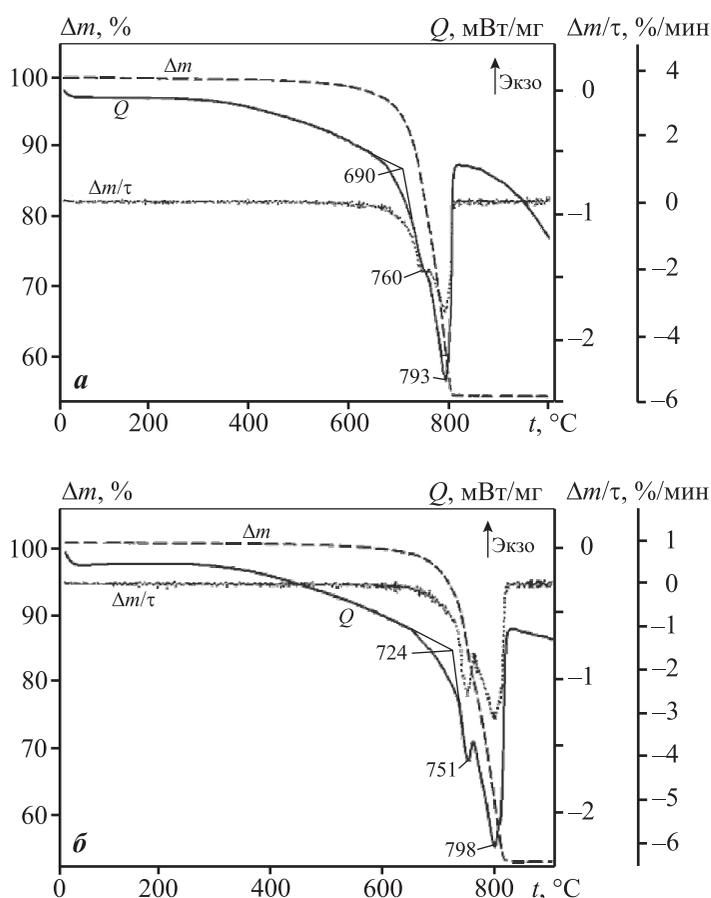


Рис. 4. Кривые изменения массы ( $\Delta m$ ), скорости ее изменения ( $\Delta m/\tau$ ) и теплового потока ( $Q$ ) при нагреве обр. I (а) и II (б) со скоростью 5 °С/мин

ческой реакцией  $n$ -го порядка ( $F_n$ ), описывающие экспериментальные данные с  $r^2 = 0,9993$ . Рассчитанные значения порядка реакции кинетической стадии оказались меньше единицы и составили 0,61 для обр. I и 0,28 для обр. II.

Общее кинетическое уравнение имеет вид [12, 13]

$$d\alpha/dt = k(T)f(\alpha), \quad (7)$$

где  $\alpha$  — степень превращения, определяемая как отношение текущего изменения массы к ее исходной величине;  $\tau$  — продолжительность;

$f(\alpha)$  — функция степени превращения по реакционной модели;  $T$  — температура;  $k(T)$  — константа скорости.

Температурная зависимость константы скорости подчиняется уравнению Аррениуса:

$$k(T) = A \exp[-E/(RT)], \quad (8)$$

где  $A$  — предэкспоненциальный множитель;  $E$  — энергия активации, кДж/моль;  $R$  — универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К).

Уравнение, описывающее процесс, лимитированный реакцией на трехмерной поверхности (R3), имеет вид

$$f_1(\alpha_1) = 3(1 - \alpha_1)^{2/3}, \quad (9)$$

а функция  $f_2(\alpha_2)$  для реакции  $n$ -го порядка (кинетический режим) —

$$f_2(\alpha_2) = (1 - \alpha_2)^n. \quad (10)$$

Рассчитанные кинетические параметры разложения образцов доломита приведены в табл. 3 и в целом согласуются с результатами работ [13, 14–18]. Однако литературные данные (табл. 4) свидетельствуют о значительном расхождении значений энергии активации разложения доломита (от 88 до 390 кДж/моль), что может быть обусловлено многообразием факторов, влияющих на

кинетику процесса, таких как генезис образцов, дисперсность зерен, несовершенство строения решетки, наличие дефектов, содержание примесей и т.д.

Микроструктура образцов и размеры элементарной ячейки карбонатов, по-видимому, оказывают некоторое влияние, особенно на начальном этапе разложения, связанном с распадом анионов  $\text{CO}_3^{2-}$  на  $\text{CO}_2$  и  $\text{O}^{2-}$  на поверхности кристаллов [5, 19]. Десорбция и переход молекул  $\text{CO}_2$  в газовую фазу способствуют разрыхлению решетки. Хи-

Таблица 3

**Кинетические параметры разложения образцов доломита**

Образец	Модель	$E_1$ , кДж/моль	$\log A_1$ , $\text{с}^{-1}$	$E_2$ , кДж/моль	$\log A_2$ , $\text{с}^{-1}$	$n$	$r^2$
I	$F_n$	244	9,51	—	—	0,79	0,9985
	R3- $F_n$	292	11,1	248	9,7	0,61	0,9993
II	$F_n$	219	8,12	—	—	0,67	0,9991
	R3- $F_n$	252	9,88	216	7,8	0,28	0,9994

Таблица 4  
Кинетические параметры разложения доломита

Среда	1-я стадия			2-я стадия			<i>n</i>	Лит. источник
	Модель	$E_1$ , кДж/моль	$\log A_1$ , $c^{-1}$	Модель	$E_2$ , кДж/моль	$\log A_2$ , $c^{-1}$		
Аргон (обр. I)	<i>R3</i>	292	11,1	<i>Fn</i>	248	9,7	0,6	Наст. работа
Аргон (обр. II)	<i>R3</i>	252	9,9	<i>Fn</i>	216	7,8	0,3	
Аргон	<i>R3</i>	130	4,33	–	–	–	–	[13]
	<i>F1</i>	150	4,97	–	–	–	–	
	<i>D3</i>	274	11,30	–	–	–	–	
Воздух	<i>D1</i>	180	–	<i>F1</i>	130	–	–	[14]
Азот	–	181	8,38	–	–	–	–	[15]
Воздух	<i>Fn</i>	103	3,84	<i>Fn</i>	121	3,86	0,75	[16]
Воздух	<i>D1</i>	219	7,40	<i>F1</i>	390	15,82	–	[17]
Воздух	–	88	–	–	104	–	–	[18]

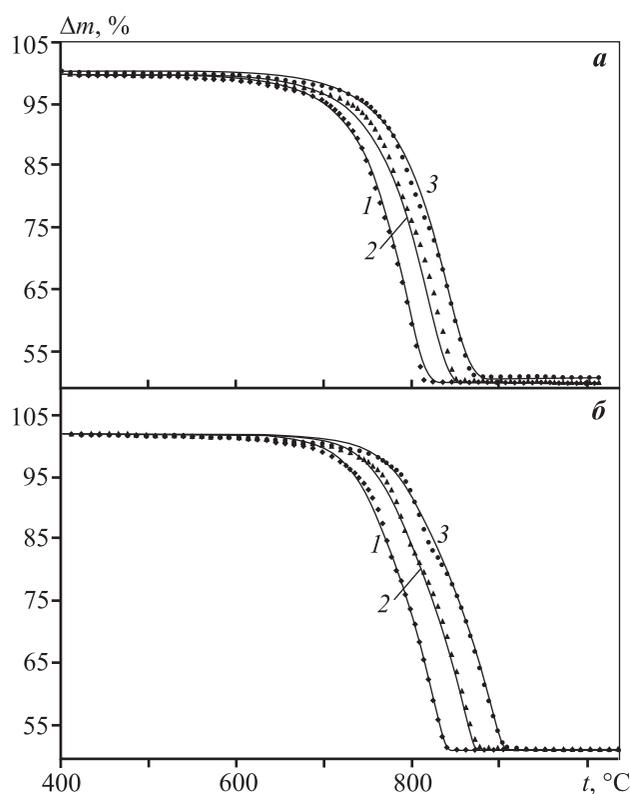


Рис. 5. Изменение массы при нагреве обр. I (а) и II (б) со скоростями 5 (1), 10 (2) и 20 (3) °С/мин  
Точки – эксперимент, линии – модель

мическая перестройка структуры, скорее всего, является лимитирующей стадией второй ступени. Различия значений кинетических параметров

разложения изученных образцов доломитов, вероятно, обусловлены их структурными особенностями. Мелкокристаллическая структура обр. I характеризуется более высокими значениями кинетических параметров. Важен также и состав фазы доломита: некоторый избыток содержания в ней кальция (обр. I) приводит к повышению устойчивости анионов  $CO_3^{2-}$  и, по-видимому, к росту величин энергии активации процесса разложения [5].

### Заключение

Методом термодинамического моделирования установлена последовательность равновесных превращений при нагреве доломита: первоначальное разложение на MgO и CaCO<sub>3</sub> с диссоциацией последнего при повышенных температурах. На основе данных термогравиметрического анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии определены величины теплоты и кинетические параметры диссоциации доломитов Бойцовского и Чернореченского месторождений.

Методами неизотермической кинетики в потоке аргона установлено, что диссоциация доломита протекает по двухстадийному механизму, описываемому на первой стадии реакцией на трехмерной поверхности, а на второй — кинетическим уравнением, имеющим порядок меньше единицы. Изменение кинетических параметров изучаемых образцов связано со структурными различиями,

отношением Ca/Mg в доломите, а также долей и крупностью включений кальцита.

## Литература

1. Белоусов М.В., Ракипов Д.Ф., Никоненко Е.А., Колесникова М.П. Исследование механизма разложения доломита Среднего Урала // Цв. металлы. 2012. No. 4. С. 50—52.
2. Берг Л.Г. Введение в термографию. М.: Наука, 1969.
3. Вайвад А.Я., Гофман Б.Э., Кармон К.П. Доломитовые вяжущие вещества. Рига: АН Латвийской ССР, 1958.
4. Байков А.А., Тумашев А.С. Разложение природных углекислых солей при нагревании // Изв. АН СССР, ОТН. 1937. No. 4. С. 565—592.
5. Гельд П.В., Есин О.А. О возможности предварительной диссоциации доломита на отдельные карбонаты // Журн. прикл. химии. 1949. No. 3. С. 240—244.
6. Потепенко С.В. Термический анализ доломитов // Журн. прикл. химии. 1932. No. 15. С. 693—705
7. Haul R.A.W., Heystek H. Differential thermal analysis of the dolomite decomposition // Amer. Mineral. 1952. Vol. 37. P. 166—174.
8. Моисеев К.Г. Термодинамическое моделирование в неорганических системах. Челябинск: ЮУрГУ, 1999.
9. Boucif F., Marouf-Khelifa K., Batonneau-Gener I., Schott J., Khelifa A. Preparation, characterisation of thermally treated Algerian dolomite powders and application to azo-dye adsorption // Powder Technology. 2010. Vol. 201. P. 277—282.
10. Стрелец Х.Л., Тайц А.Ю., Гуляницкий Б.С. Metallurgy of magnesia. М.: Metallurgizdat, 1960.
11. Belousov M.V., Rakipov D.F. Nikonenko E.A. Kolesnikova M.P., Biserov A.G. Research of activity of burned dolomite in production of magnesium. Materials of the international research and practice conference: Science, Technology and Higher Education. Westwood. Canada, 2012. P. 142—148.
12. Vyazovkin S., Durnham A.K., Criado J.M., Perez-Maque-da L.A. Kinetics Committee recommendations for performing kinetic computations on thermal analysis data // Thermochim. Acta. 2011. Vol. 520. P. 1—19.
13. Criado J.M., Ortega A. Kinetic study of thermal decomposition of dolomite by controlled transformation rate thermal analysis (CRTA) and TG // J. Thermal Anal. 1991. Vol. 37. P. 2369—2375.
14. Ратко А.И., Иванец А.И., Кулак А.И., Морозов Е.А., Сахар И.О. Термическое разложение природного доломита // Неорган. матер. 2011. Т. 47. No. 12. С. 1502—1507.

15. Samtani M., Dollimore D., Alexander K.S. Comparison of dolomite decomposition Kinetics with related carbonates and effect of procedural variables on its kinetic parameters // Thermochim. Acta. 2002. Vol. 392-393. P. 135—145.
16. Maitra S., Choudhury A., Das H.S., Pramanik MS.J. Effect of compaction on the kinetics of thermal decomposition of dolomite under non-isothermal condition // J. Mater. Sci. 2005. Vol. 40. P. 4749—4751.
17. Olszak-Humienik M., Mozejko J. Kinetics of thermal decomposition of dolomite // J. Thermal Anal. Calorimetr. 1999. Vol. 56. P. 829—833.
18. Kök M.V., Smykatz-Kloss W. Characterization, correlation and kinetics of dolomite samples as outlined by thermal methods // J. Thermal Anal. Calorimetr. 2008. Vol. 91. P. 565—568.
19. Galai H., Pijolat M., Nahdi K., Trabelsi-Ayadi M. Mechanism of growth of MgO and CaCO<sub>3</sub> during a dolomite partial decomposition // Solid State Ion. 2007. Vol. 178. P. 1039—1047.

## References

1. Belousov M.V., Rakipov D.F., Nikonenko E.A., Kolesnikova M.P. Issledovanie mehanizma razlozhenija dolomita Srednego Urala [The research of dolomite decomposition on the Middle Urals]. *Tsvetnye Metally*. 2012. No. 4. P. 50—52.
2. Berg L.G. Vvedenie v termografiju [Introduction to Thermography]. Moscow: Nauka, 1969.
3. Vajvad A.Ja., Gofman B.Je., Karmon K.P. Dolomitovye vjazhushhie veshhestva [Dolomite binders]. Riga: Akademiya nauk Latvijas SSR. 1958.
4. Bajkov A.A., Tumashev A.S. Razlozhenie prirodnyh uglekislyh solej pri nagrevanii [Dissociation of natural carbonates when heated]. *Izvestija Akademii Nauk SSSR. OTN*. 1937. No. 4. P. 565—592.
5. Gel'd P.V., Esin O.A. O vozmozhnosti predvaritel'noj dissociacii dolomita na otdel'nye karbonaty [Dissociation of dolomite for individual carbonates]. *Zhurnal prikladnoj khimii*. 1949. No. 3. P. 240—244.
6. Potapenko S.V. Termicheskij analiz dolomitov [Thermal analysis of dolomite]. *Zhurnal prikladnoj khimii*. 1932. No. 15. P. 693—705.
7. Haul R.A.W., Heystek H. Differential thermal analysis of the dolomite decomposition. *Amer. Mineral*. 1952. Vol. 37. P. 166—174.
8. Moiseev K.G. Termodinamicheskoe modelirovanie v neorganicheskikh sistemah [Thermodynamic modeling in inorganic systems]. Chelyabinsk: South Ural State University, 1999.

9. Boucif F., Marouf-Khelifa K., Batonneau-Gener I., Schott J., Khelifa A. Preparation, characterisation of thermally treated Algerian dolomite powders and application to azo-dye adsorption. *Powder Technology*. 2010. Vol. 201. P. 277–282.
10. Strelec H.L., Tajc A.Ju., Guljanickij B.S. Metallurgija magnija [Metallurgy magnesium]. Moscow: Metallurgizdat, 1960.
11. Belousov M.V., Rakipov D.F. Nikonenko E.A. Kolesnikova M.P., Biserov A.G. Research of activity of burned dolomite in production of magnesium. Materials of the international research and practice conference: Science, Technology and Higher Education. Westwood. Canada, 2012. P. 142–148.
12. Vyazovkin S., Durnham A.K., Criado J.M., Perez-Maque-da L.A. Kinetics Committee recommendations for performing kinetic computations on thermal analysis data. *Thermochim. Acta*. 2011. Vol. 520. P. 1–19.
13. Criado J.M., Ortega A. Kinetic study of thermal decomposition of dolomite by controlled transformation rate thermal analysis (CRTA) and TG. *J. Thermal Analys.* 1991. Vol. 37. P. 2369–2375.
14. Rai'ko A.I., Ivanec A.I., Kulak A.I., Morozov E.A., Sahar I.O. Termicheskoe razlozhenie prirodnogo dolomite [Thermal decomposition of natural dolomite]. *Neorganicheskie materialy*. 2011. Vol. 47. No. 12. P. 1502–1507.
15. Samtani M., Dollimore D., Alexander K.S. Comparison of dolomite decomposition Kinetics with related carbonates and effect of procedural variables on its kinetic parameters. *Thermochim. Acta*. 2002. Vol. 392-393. P. 135–145.
16. Maitra S., Choudhury A., Das H.S., Pramanik M.S.J. Effect of compaction on the kinetics of thermal decomposition of dolomite under non-isothermal condition. *J. Mater. Sci.* 2005. Vol. 40. P. 4749–4751.
17. Olszak-Humienik M., Mozejko J. Kinetics of thermal decomposition of dolomite. *J. Thermal Analys. Calorimetr.* 1999. Vol. 56. P. 829–833.
18. Kök M.V., Smykatz-Kloss W. Characterization, correlation and kinetics of dolomite samples as outlined by thermal methods. *J. Thermal Analys. Calorimetr.* 2008. Vol. 91. P. 565–568.
19. Galai H., Pijolat M., Nahdi K., Trabelsi-Ayadi M. Mechanism of growth of MgO and CaCO<sub>3</sub> during a dolomite partial decomposition. *Solid State Ion.* 2007. Vol. 178. P. 1039–1047.

## ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ОЛОВЯНИСТОЙ БРОНЗЫ BrO10S2N3 НА ЕЕ СТРУКТУРУ

© 2016 г. В.Д. Белов, Е.А. Герасименко, В.В. Гусева, А.Н. Коновалов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва  
ОАО «Авиационная корпорация «Рубин», Московская обл.

Статья поступила в редакцию 22.11.14 г., доработана 23.12.14 г., подписана в печать 19.01.15 г.

Оловянистые бронзы нашли широкое применение в различных отраслях промышленности для изготовления деталей, работающих в условиях трения. Так, в бронзе BrO10S2N3 при производстве деталей ответственного назначения регламентируется распределение эвтектидной составляющей. В работе исследовано влияние условий литья и затвердевания слитков на распределение и количество эвтектоида в структуре сплава. При этом было опробовано несколько видов литья бронзы в форму: как с водяным охлаждением, так и без него; с применением ультразвуковых волн и без них. В результате разработан способ литья оловянистой бронзы BrO10S2N3 в комбинированную литейную форму, находящуюся в поле ультразвуковых волн. Сама форма представляет собой стальную изложницу, помещенную в графитовый наполнитель, с теплоизоляционной вставкой в верхней части формы. Полученные результаты показали, что применение новой технологии позволяет получать слитки в полном соответствии с требованиями нормативной документации и с высоким выходом годного – более 70 %.

**Ключевые слова:** оловянистая бронза, эвтектоид, ультразвук, графит, литье, охлаждение, фаза.

**Белов В.Д.** – докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой «Литейные технологии и художественная обработка материалов» НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: vdbelov@mail.ru.

**Герасименко Е.А.** – инженер той же кафедры. E-mail: gea99a@mail.ru.

**Коновалов А.Н.** – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: konovalov.ltm@mail.ru.

**Гусева В.В.** – канд. техн. наук, зам. гл. металлурга ОАО «Авиационная корпорация «Рубин» (143900, Московская обл., г. Балашиха, Западная промзона, шоссе Энтузиастов, 5). E-mail: verarubin@mail.ru.

**Для цитирования:** Белов В.Д., Герасименко Е.А., Гусева В.В., Коновалов А.Н. Влияние условий затвердевания заготовок из оловянистой бронзы BrO10S2N3 на ее структуру // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 26–33.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-26-33.

*Belov V.D., Gerasimenko E.A., Guseva V.V., Konovalov A.N.*

### Effect of solidification conditions for castings of BrO10S2N3 tin bronze on their structure

Tin bronzes are widely used in various industries to produce parts running under friction conditions. Thus, eutectoid component distribution is specified for BrO10S2N3 bronze used for critical part manufacturing. The paper studies the effect of casting and ingot solidification conditions on the distribution and amount of eutectoid in the alloy structure. Several ways of bronze die casting were tested, including ones with water cooling and without it; using ultrasonic waves and without them. As a result, we developed the method of BrO10S2N3 tin bronze casting into a combined mold subjected to ultrasonic waves. The mold is a steel casting form placed in graphite filler with an insulating insert at the top of the mold. The results showed that the new technology allows producing ingots that fully meet the requirements of regulatory documents and have a high yield exceeding 70 %.

**Keywords:** tin bronze, eutectoid, ultrasound, graphite, casting, cooling, phase.

**Belov V.D.** – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Department of foundry technologies and art processing of materials, National University of Science and Technology «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninsky prospekt, 4). E-mail: vdbelov@mail.ru.

**Gerasimenko E.A.** – Engineer of the same Department. E-mail: gea99a@mail.ru.

**Konovalov A.N.** – Cand. Sci., Associate Professor of the same Department. E-mail: konovalov.ltm@mail.ru.

**Guseva V.V.** – Cand. Sci. (Eng.), Deputy Chief Metallurgist, AK «Rubin» (143900, Moscow region, Balashikha, Zapadnaja promzona, Shosse Jentuziastov, 5). E-mail: verarubin@mail.ru.

**Citation:** Belov V.D., Gerasimenko E.A., Guseva V.V., Konovalov A.N. Vliyanie uslovii zatverdevaniya zagotovok iz olovyanistoi bronzy BrO10S2N3 na ee strukturu. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 26–33.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-26-33.

## Введение

Оловянистые бронзы благодаря хорошему сочетанию физических, механических и эксплуатационных свойств нашли широкое применение в

различных отраслях промышленности для изготовления деталей, работающих в условиях трения [1–5].

В настоящее время в системах торможения самолетов применяются бронзовые детали, которые являются элементами биметаллических стальных конструкций и работают в условиях антифрикционных нагрузок (рис. 1). Они изготавливаются механической обработкой заготовок — слитков. При этом многолетняя практика показывает, что структура сплава (например, бронзы БрО10С2Н3) бывает нестабильна в части содержания в ней эвтектоидной составляющей. Эвтектоидная составляющая в структуре бронзы должна быть равномерно распределена, а ее количество, согласно результатам расчета в программе ImageExpert Pro 3, должно составлять 4,5–9,0 %.

По равновесной диаграмме состояния Cu—Sn основными структурными составляющими сплава являются  $\alpha$ -твердый раствор и, в зависимости от температуры, промежуточные интерметаллидные фазы  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  и  $\epsilon$ . Фазы  $\beta$  и  $\gamma$  являются высокотемпературными и при охлаждении претерпевают эвтектоидный распад  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ , который осуществляется при температуре 586 °С, и  $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$  — при  $t = 520$  °С [1, 3]. При содержании олова более 8 % структура сплава состоит из  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектоида ( $\alpha + \delta$ ).

При анализе литературных данных было установлено, что на свойства литейных оловянистых бронз существенное влияние оказывают размер и форма зерна  $\alpha$ -раствора, расположение и дисперсность эвтектоида. При этом размеры и количество выделений последнего в структуре сплава зависят не только от содержания олова, но и от условий затвердевания самого слитка: чем быстрее оно происходит, тем больше количество эвтектоида и дисперснее его частицы [1, 3, 6].

Цель настоящей работы — оценка влияния различных условий кристаллизации сплава и затвер-



Рис. 1. Биметаллическое изделие с бронзой БрО10С2Н3

девания слитка на количество и распределение эвтектоидной составляющей в структуре оловянистой бронзы.

## Методика исследований

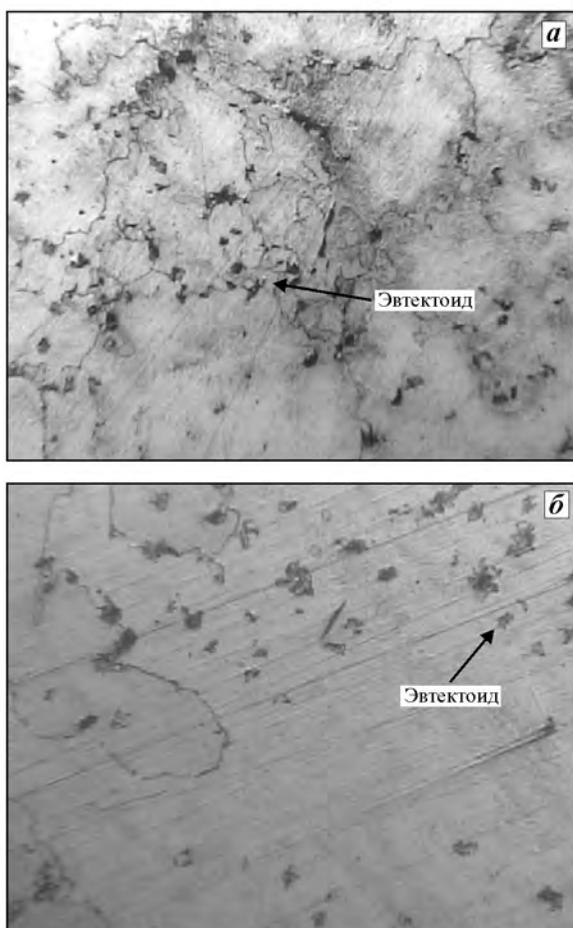
В настоящее время в промышленности наиболее распространенным способом получения заготовок из оловянистых бронз является литье в изложницу с водоохлаждаемым дном. Анализ этой технологии показал, что качество изготавливаемых по ней слитков, в частности количество эвтектоида в структуре сплава, зависит от большого числа технологических факторов, таких как температура и расход воды, скорость и температура литья металла и т.д. Повышенная чувствительность к ним структуры сплава связана с тем, что в процессе затвердевания теплоотвод от донной части слитка постоянно уменьшается в силу нарастания твердой фазы, при этом увеличивается расстояние от фронта кристаллизации до теплоотводящей донной части изложницы. В связи с этим температурный градиент на фронте кристаллизации бронзового расплава постоянно меняется, что приводит к нестабильности в распределении эвтектоида в объеме слитка при производстве заготовок.

Так, например, при исследовании структуры бронзы БрО10С2Н3 в слитке были выявлены зоны с точечным или неравномерным его распределением (рис. 2), что не соответствует эталонным фотографиям структуры сплава. По этой причине данные слитки бракуются. В целом величина отбракованных литых заготовок, в том числе и по структуре сплава, в реально действующем производстве может достигать до 70 %.

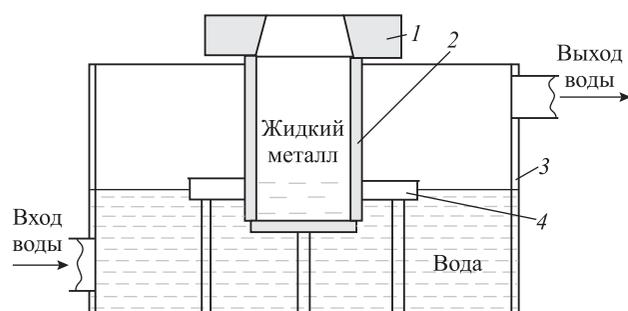
Исходя из анализа литературных данных, как было отмечено выше, управлять количеством и размером эвтектоида в структуре оловянистой бронзы можно, варьируя интенсивность затвердевания слитка. В связи с этим для увеличения скорости кристаллизации сплава и принимая во внимание, что получаемые слитки должны быть плотными, был разработан метод литья в изложницу с объемно-водяным охлаждением (разновидность метода Лаврова) [7, 8] (рис. 3).

При проведении эксперимента по изготовлению слитка из бронзы БрО10С2Н3 в условиях опытного производства инженерингового центра «Литейные технологии и материалы» (ИЦ ЛТМ) НИТУ «МИСиС» литье осуществлялось при сле-

дующих технологических параметрах: температура заливаемого металла 1090—1100 °С; температура воды на входе 20—25 °С, на выходе 35—40 °С; обе-



**Рис. 2.** Распределение эвтектоида в образцах, полученных литьем в изложницу с водоохлаждаемым дном  
*а* – неравномерное распределение, *б* – точечный эвтектоид



**Рис. 3.** Схема литья слитков методом направленного затвердевания с объемно-водяным охлаждением изложницы

*1* – надставка из холодно-твердеющей смеси, *2* – стальная изложница, *3* – емкость с охлаждающей жидкостью, *4* – стальной стол

спечение синхронного подъема уровней металла и воды в течение всего процесса.

Эксперименты проводили на бронзе БрО10С2НЗ, имеющей следующий химический состав, мас. %: 9,0—11,0 Sn, 2,0—3,2 Pb, 3,0—4,0 Ni, остальное Cu; примеси, не более, мас. %: 0,3 Sb, 0,3 Fe, 0,02 Al, 0,02 Si, 0,02 Bi, 0,1 P и 0,5 Zn, суммарно – 1,2 %.

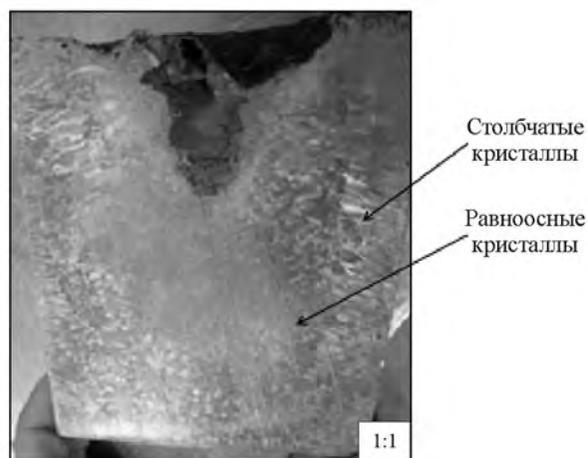
Макроструктуру исследовали после травления продольного разреза слитка персульфатом аммония в водном растворе при  $t = 70 \div 80$  °С.

Анализ микроструктуры сплава на шлифах (травитель FeCl<sub>3</sub> в 10 %-ном растворе HCl) выполняли с использованием микроскопа «Neophot-32», оснащенного окуляром с цифровой камерой. Количественную оценку объемной доли эвтектоидной составляющей в структуре сплава осуществляли по фотографиям с помощью компьютерной программы ImageExpert Pro 3, где оценивалась доля площади, занимаемая ею, и методом случайных секущих.

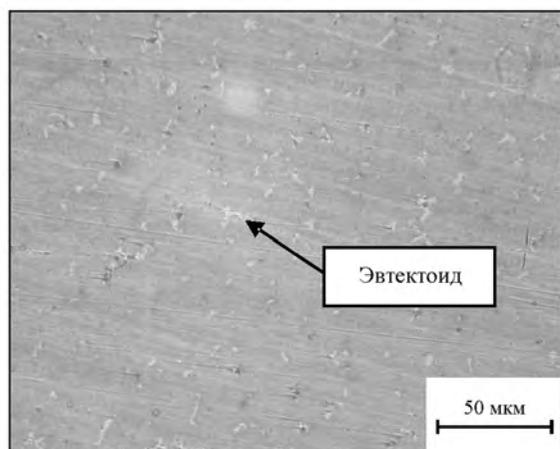
## Результаты и их обсуждение

По результатам экспериментов было установлено следующее.

**1.** Макроструктура сплава в слитке (рис. 4) состоит из двух зон: зоны столбчатых кристаллов и зоны равноосных кристаллов со средним размером зерен 10 и 2,2 мм соответственно. Следует отметить, что первая из них не допускается технологической документацией на изготовление литых деталей, работающих в условиях трения в конструкциях биметаллических изделий. Поэтому ее наличие резко снижает выход годного и увеличивает трудоемкость механической обработки.



**Рис. 4.** Макроструктура слитка бронзы БрО10С2НЗ, полученного при объемно-водяном охлаждении



**Рис. 5.** Микроструктура бронзы BrO10C2H3 в слитке, полученном в изложнице с объемно-водяным охлаждением

2. Эвтектоидная составляющая в структуре бронзы BrO10C2H3 представляет собой мелко-дисперсные включения. Их оценка в программе ImageExpert Pro 3 оказалась невозможной. Размер эвтектоида, определенный методом случайных срезов, составил около 4 мкм.

3. Анализ структуры сплава в полученных слитках не позволяет признать их годными (рис. 5).

Таким образом, вышеуказанным методом литья, основанным на регулировании отвода тепла от фронта кристаллизации сплава путем синхронного подъема уровней металла в изложнице и охлаждающей воды вокруг нее в течение всего цикла, не удалось получить слитки из бронзы BrO10C2H3 с требуемыми макроструктурой, количеством, размером и распределением эвтектоидной фазы в структуре материала. Вероятно, это связано с очень интенсивным охлаждением изложницы в период кристаллизации сплава и наличием значительного градиента температуры по сечению слитка, что подтверждается обширной зоной столбчатых кристаллов (более 1/3 объема слитка) и глубокой концентрированной усадочной раковины (около 1/3 высоты слитка). Интенсивное охлаждение приводит к тому, что процесс кристаллизации сплава протекает в условиях сильной неравновесности. Это, в свою очередь, вызывает пересыщение оловом фазы  $\alpha$ -твердого раствора, снижение температуры эвтектоидного превращения и, как следствие, повышение количества и дисперсности эвтектоида в структуре бронзы.

Однако следует отметить, что плотность всех изготовленных слитков была удовлетворительной и полностью отвечала требованиям конструктор-

ской документации, предъявляемым к качеству литых деталей.

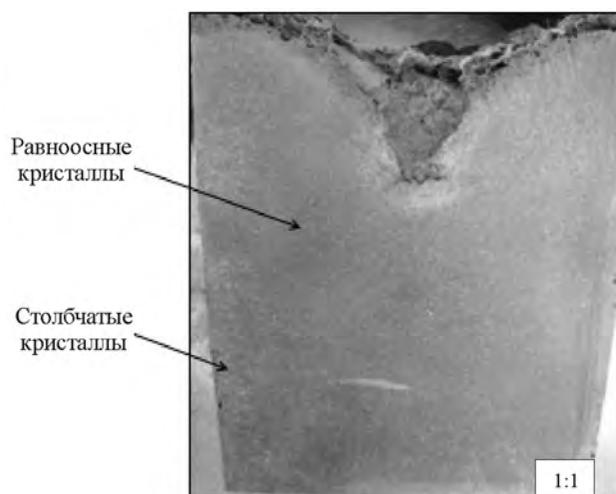
Сравнивая структуры бронзы BrO10C2H3 в слитках, изготовленных методами направленной кристаллизации с донным и объемным водяным охлаждением изложницы, можно заключить, что во втором случае формируется более мелкий эвтектоид (около 4 мкм) и распределяется в зоне равноосных кристаллов равномерно. При этом в слитках имеется большая зона столбчатых кристаллов, которая приводит к существенному (до 30 %) снижению выхода годного.

Таким образом, можно заключить, что объемное водяное охлаждение изложницы положительно влияет на равномерность распределения и количество эвтектоидной фазы в структуре бронзы BrO10C2H3, но при этом возникает и требует решения вопрос повышения выхода годного, в том числе и за счет уменьшения глубины усадочной раковины. Следовательно, при литье необходимо реализовать процесс затвердевания слитка таким образом, чтобы, с одной стороны, проходила направленная кристаллизация сплава, а с другой — минимизировался градиент температуры по горизонтальному сечению слитка при одновременном обеспечении высокой скорости кристаллизации сплава.

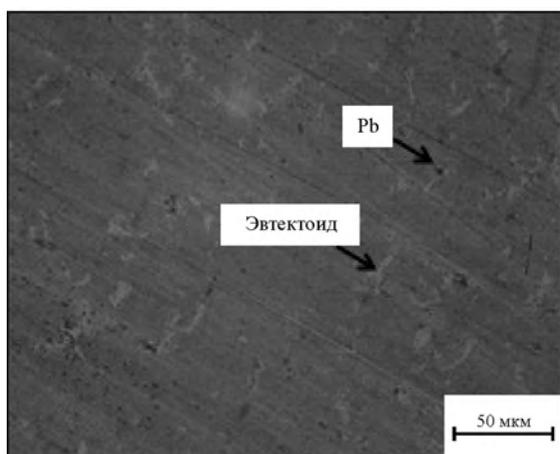
При анализе литературных данных было установлено, что в ходе кристаллизации благоприятное воздействие на структуру и свойства сплава оказывает ультразвуковая (УЗ) обработка расплава [9, 10, 12]. Ультразвук — это упругие колебания с частотой выше 16 кГц. Вводимые в расплав, они способствуют его дегазации, дополнительному перемешиванию и препятствуют концентрации неметаллических включений на границах зерен [9, 10].

Принимая во внимание наличие перемешивания расплава при обработке ультразвуком, в данной работе были проведены исследования его влияния на структуру бронзовых заготовок, получаемых литьем в стальную изложницу. При этом для достижения высокой скорости охлаждения расплава в ходе кристаллизации сплава применяли способ литья в изложницу с объемно-водяным охлаждением. Температурные параметры литья для бронзы BrO10C2H3 соответствовали ранее установленным и были указаны выше.

Продольный разрез слитка, отлитого по данной методике, представлен на рис. 6. Из его данных следует, что зона столбчатых кристаллов в структуре сплава практически отсутствует и состоит из



**Рис. 6.** Макроструктура слитка, полученного литьем бронзы БрО10С2Н3 в стальную изложницу с объемно-водяным охлаждением и применением УЗ-обработки



**Рис. 7.** Микроструктура бронзы БрО10С2Н3 в слитке, полученном литьем в стальную изложницу с объемно-водяным охлаждением и применением УЗ-обработки

мелких кристаллов размером 5–7 мкм. Зона равноосных кристаллов занимает практически весь объем слитка, размер кристаллов в ней составляет около 1 мкм. Глубина усадочной раковины не превышает 40 мм, а это почти в 2 раза меньше, чем в случае литья слитков в изложницу с объемно-водяным охлаждением без УЗ-обработки расплава в процессе его кристаллизации.

Анализ микроструктуры сплава в слитке показал, что объемная доля эвтектоидной фазы в структуре сплава БрО10С2Н3 составляет 8,0–8,5 % и в полной мере соответствует требованиям, предъявляемым технологической документацией к литым заготовкам.

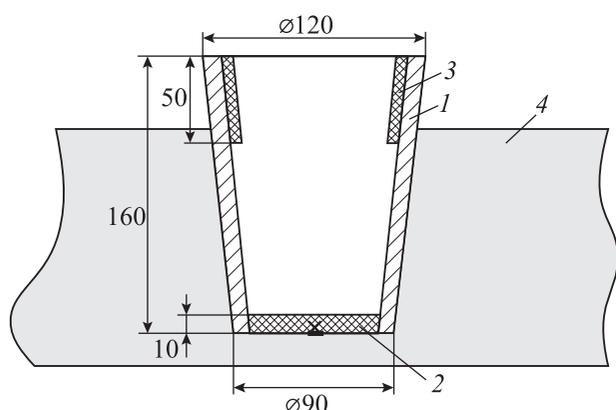
Методом случайных секущих был определен

средний размер эвтектоидной составляющей, составивший около 12 мкм, что в 3 раза больше, чем при литье без УЗ-обработки расплава, и практически соответствует среднему размеру этой фазы. При этом следует особо подчеркнуть, что распределение эвтектоида во всем объеме слитка равномерное (рис. 7), что позволяет сделать предположение о возможном благоприятном влиянии данного факта на эксплуатационные свойства сплава (износостойкость).

Отмеченные увеличение размера и равномерное распределение эвтектоидной составляющей в структуре сплава во всем объеме слитка подтверждают предположение о перемешивании расплава в поле ультразвуковых волн, в том числе и на фронте кристаллизации. Именно перемешивание всего объема расплава в изложнице уменьшает температурный градиент по сечению слитка и одновременно повышает температуру начала кристаллизации сплава вследствие снижения температуры переохлаждения жидкого металла. Это, в свою очередь, приводит к увеличению до 12 мкм среднего размера эвтектоидной составляющей по сравнению с его величиной (4 мкм) в структуре образцов, отлитых без УЗ-обработки расплава.

Анализируя в целом полученные результаты и технологию изготовления слитков из бронзы БрО10С2Н3 методом литья в изложницу с объемно-водяным охлаждением в поле ультразвуковых волн, следует отметить, что УЗ-обработка расплава положительно влияет на структуру сплава, но не позволяет получать слитки в полном соответствии с требованиями нормативной документации по газовой пористости. Кроме того, использовать данный метод изготовления слитков в серийном производстве оказалось технически сложно из-за необходимости синхронизации подъема металла в изложнице с уровнем охлаждающей воды в ванне. При этом необходим контроль температурных параметров в течение всего процесса затвердевания слитка.

Исследования по упрощению данной технологии позволили разработать способ литья бронзы в комбинированную литейную форму (рис. 8) без использования охлаждающей воды. При создании ее конструкции базировались на результатах экспериментов по литью слитков с донным и объемным водяным охлаждением изложницы, в том числе и с применением ультразвуковой обработки расплава. При этом учитывали требования конструкторско-технологической документации



**Рис. 8.** Схема экспериментальной комбинированной литейной формы

1 – стальная изложница, 2 – графитовая вставка, 3 – теплоизоляционная вставка, 4 – графитовый наполнитель

к качеству слитка, а также к структуре бронзы БрО10С2Н3 в части обеспечения размера, количества и распределения эвтектоидной составляющей.

Для получения требуемой структуры сплава интенсивность охлаждения расплава в изложнице должна быть больше, чем при литье в форму с донным водяным охлаждением, но меньше, чем при литье в изложницу с объемным водяным охлаждением в поле УЗ-волн. Такие условия, как показал анализ литературных данных, могут быть достигнуты при замене объемного водяного охлаждения формы на ее охлаждение в объеме графитового порошка.

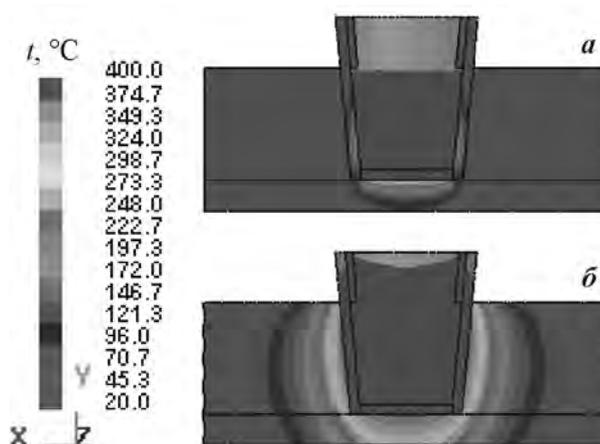
Моделированием процесса затвердевания слитка из бронзы БрО10С2Н3 в комбинированной форме было установлено, что минимальная зона столбчатых кристаллов в его структуре образуется при насыпной плотности графитового порошка, т.е. при малой интенсивности теплоотвода от внешней поверхности изложницы. Кроме того, из результатов моделирования (рис. 9) видно, что при литье в комбинированную форму можно реализовать процесс направленной кристаллизации сплава при затвердевании отливки — снизу вверх. Донная часть формы максимально прогрета вследствие интенсивного отвода тепла от изложницы в плотный графит, а боковая — менее прогрета из-за слабого теплоотвода в графитовый порошок насыпной плотности (наполнитель).

Литьем расплава в комбинированную литейную форму (рис. 10) при температуре  $1100 \pm 5$  °С с применением ультразвука (резонансная частота 20–23 кГц) было отлито 3 слитка из бронзы БрО10С2Н3. В качестве примера на рис. 11 пред-

ставлен продольный разрез одного из них. Как и в рассмотренных выше образцах, макроструктура состоит из двух зон. Однако зона столбчатых кристаллов не имеет ярко выраженного характера, ее размер в продольном сечении слитка составляет около 10 мм, вся остальная его площадь занята равноосными кристаллами менее 1 мм.

В данном слитке объемная доля эвтектоида в структуре бронзы БрО10С2Н3 составляет около 4,8–5,0 % (рис. 12), а размер — порядка 11 мкм, при этом его распределение по сечению слитка равномерное.

Таким образом, применение упрощенной технологии (литье бронзы БрО10С2Н3 в комбинированную литейную форму без использования охлаждающей воды) позволяет получать слитки требуемого качества по распределению, количеству и размеру эвтектоидной составляющей. При этом слитки получаются плотными, и выход годного превышает 70 %.

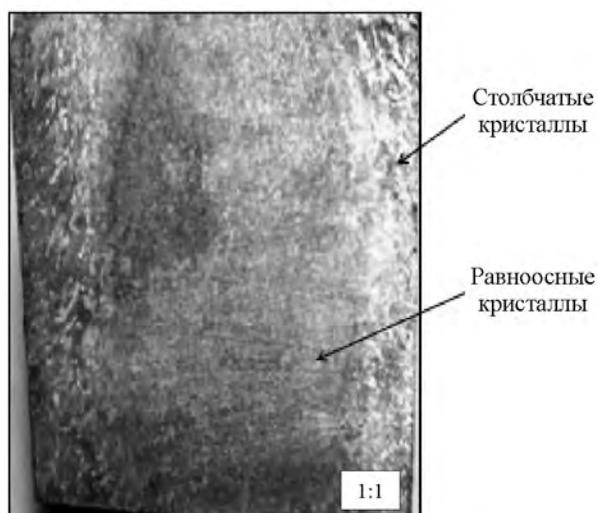


**Рис. 9.** Распределение температуры в графитовом наполнителе при литье в комбинированную форму слитка из бронзы БрО10С2Н3

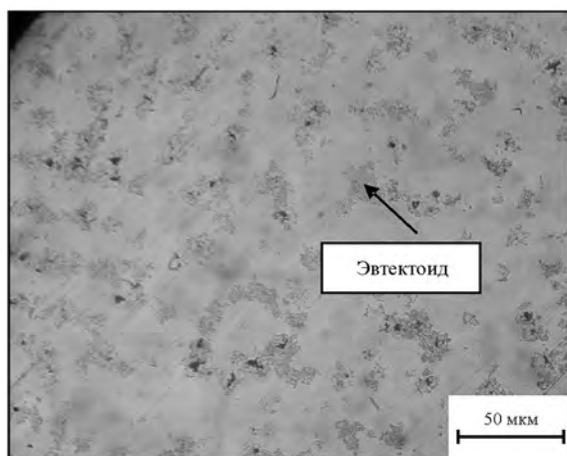
а – продолжительность обработки ультразвуком – 10 с, б – 400 с



**Рис. 10.** Комбинированная литейная форма с ультразвуковыми излучателями



**Рис. 11.** Макроструктура сплава BrO10C2N3 в слитке, полученном при литье в комбинированную литейную форму (стальная изложница – графит) в поле ультразвуковых волн



**Рис. 12.** Микроструктура бронзы BrO10C2N3, полученная литьем в комбинированную литейную форму в поле ультразвуковых волн

## Заключение

По результатам проделанной работы можно отметить, что повышение скорости охлаждения слитков из бронзы BrO10C2N3 и одновременное применение ультразвуковой обработки расплава приводят к укрупнению и увеличению количества эвтектидной составляющей в структуре сплава. Вероятно, это связано с тем, что при наложении ультразвука происходит дополнительное перемешивание расплава перед фронтом кристаллизации и, как следствие, уменьшение градиента температуры по сечению слитка, что в целом способствует еще большей неравновесности процесса кристаллизации.

Литье бронзы BrO10C2N3 в комбинированную литейную форму в поле ультразвуковых волн позволяет получать слитки в полном соответствии с требованиями нормативной документации и с высоким выходом годного (более 70 %).

*Работа выполнена в рамках государственной работы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок) государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. (задание № 2014/113).*

## Литература

1. *Осинцев О.Е., Федоров В.Н.* Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. М.: Машиностроение, 2004.
2. *Mehmet Sirac Ozerdem, Sedat Kolukisa.* Artificial neural network approach to predict the mechanical properties of Cu–Sn–Pb–Zn–Ni cast alloys // *Mater. Design.* 2009. Vol. 30. P. 764–769.
3. *Лякишев Н.П., Банных О.А.* Диаграммы состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2.
4. *Empl D., Laporte V., Vincent E., Dewobroto N., Mortensen A.* Improvement of elevated temperature mechanical properties of Cu–Ni–Sn–Pb alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. Vol. 527. P. 4326–4333.
5. *Кестнер О.Е.* Поведение некоторых медных сплавов при трении // *Исследования сплавов цветных металлов: Сборник No. 3.* М.: Машиностроение, 1962.
6. *Мартюшев Н.В., Семенов И.В.* Структура и свойства бронзовых отливок при различных скоростях охлаждения // *Современные проблемы науки и образования.* 2012. No. 6. С. 12–15.
7. *Герасименко Е.А., Белов В.Д., Коновалов А.Н.* Влияние ультразвуковой обработки на структуру сплава BrO10C2N3 в слитках, изготавливаемых методом наполнительного литья // *Матер. конф. «Литые материалы и ресурсосберегающие технологии».* Владимир: Изд-во ВлГУ, 2013. С. 105–107.
8. *Герасименко Е.А., Коновалов А.Н., Белов В.Д.* О затвердевании слитков из бронзы BrO10C2N3 при литье в изложницу с донным водяным охлаждением // *Литейщик России.* 2013. No. 7. С. 15–17.
9. *Грот А.Н., Красильников Д.А., Рассохин В.А., Твердов В.И.* Влияние ультразвуковой обработки расплава на структуру и свойства катанки из сплавов цветных металлов // *Металлург.* 2012. No. 10. С. 78–83.
10. *Эскин Г.И.* Ультразвуковая обработка расплавленно-го расплава. М.: Metallurgy, 1988.

11. Корчмит А.В., Егоров Ю.П. Способ травления оловянистой бронзы: Пат. 2272271 (РФ). 2006.
12. Абрамов О.В., Абрамов В.О., Артемьев В.В. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении. М.: Янус, 2006.
13. Sergiy V. Divinski. Nano- and micro-scale free volume in ultrafine grained Cu—1wt%Pb alloy deformed by equal channel angular pressing // *Acta Mater.* 2009. Vol. 57. P. 5706—5717.
14. Изучение свойств сверхпроводящих свинцовых сплавов, обработанных ультразвуком. URL: eLib.kazntu.kz/sites/default/files/articles/shokovaeva\_2006\_1.pdf.
15. Xueping Guo, Ga Zhang, Wen-Ya Li, Lucas Dembinski, Yang Gao, Hanlin Liao, Christian Coddet. Microstructure, microhardness and dry friction behavior of cold-sprayed tin bronze coatings // *Appl. Surf. Sci.* 2007. Vol. 254. Iss. 5. P. 1482—1488.
7. Gerasimenko E.A., Belov V.D., Kononov A.N. Vliyanie ul'trazvukovoi obrabotki na strukturu splava BRO10S2N3 v slitkakh, izgotavlivaemykh metodom napolnitel'nogo lit'ya [Effect of ultrasonic treatment on the structure of the alloy ingots BRO10S2N3 manufactured by molding the filler]. In: *Proc. Conf. «Lite materialy i resursosberegayushchie tekhnologii»* [Alloy materials and energy saving technologies]. Vladimir: VISU, 2013. P. 105—107.
8. Gerasimenko E.A., Kononov A.N., Belov V.D. O zatverdevanii slitkov iz bronzy Bro10S2N3 pri lit'e v izlozhnitsu s donnym vodyanym okhlazhdeniem [On solidification of ingots of bronze Bro10S2N3 when casting into a mold with a bottom water-cooled]. *Liteishik Rossii.* 2013. No. 7. P. 15—17.
9. Grot A.N., Krasilnikov D.A., Rassoxin V.A., Tverdov V.I. Vliyanie ul'trazvukovoi obrabotki rasplava na strukturu i svoistva katanki iz splavov tsvetnykh metallov [Effect of ultrasonic treatment of the melt on the structure and properties of wire rods of ferrous alloys]. *Metallurg.* 2012. No. 10. P. 78—83.
10. Eskin G.I. Ultrazvukovaya obrabotka rasplavlennogo rasplava [Ultrasonic treatment of the molten alloy]. Moscow: Metallurgiya, 1988.
11. Korchmit A.V., Egorov U.P. Sposob travleniya olovanistoi bronzy [A method of etching tin bronze]: Pat. 2272271 (RF). 2006.
12. Abramov O.V., Abramov V. O., Artemiev V.V. Moshnii ulitrazvuk v metallurgii i mashinostroenii [Powerful ultrasound in metallurgy and mechanical engineering]. Moscow: Yanus, 2006.
13. Sergiy V. Divinski. Nano- and micro-scale free volume in ultrafine grained Cu—1wt%Pb alloy deformed by equal channel angular pressing. *Acta Mater.* 2009. Vol. 57. P. 5706—5717.
14. Izuchenie svoistv sverkhprovodyashchikh svintsovykh splavov, obrabotannykh ul'trazvukom [Study of the properties of superconducting lead alloys, sonicated] URL: eLib.kazntu.kz/sites/default/files/articles/shokovaeva\_2006\_1.pdf.
15. Xueping Guo, Ga Zhang, Wen-Ya Li, Lucas Dembinski, Yang Gao, Hanlin Liao, Christian Coddet. Microstructure, microhardness and dry friction behavior of cold-sprayed tin bronze coatings. *Appl. Surf. Sci.* 2007. Vol. 254. Iss. 5. P. 1482—1488.

## References

1. Osintsev O.E., Fedorov V.N. Med' i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki [Copper and copper alloys. Domestic and foreign brands]. Moscow: Mashinostroenie, 2004.
2. Mehmet Sirac Ozerdem, Sedat Kolukisa. Artificial neural network approach to predict the mechanical properties of Cu—Sn—Pb—Zn—Ni cast alloys. *Mater. Design.* 2009. Vol. 30. P. 764—769.
3. Lyakishev N.P., Bannix O.A. Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskiykh sistem [The phase diagrams of binary metallic systems]. Moscow: Mashinostroenie, 1997. Vol. 2.
4. Empl D., Laporte V., Vincent E., Dewobroto N., Mortensen A. Improvement of elevated temperature mechanical properties of Cu—Ni—Sn—Pb alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. Vol. 527. P. 4326—4333.
5. Kestner O.E. Povedenie nekotorykh mednykh splavov pri trenii [The behavior of certain copper alloys by friction]. In: *Issledovanie splavov tsvetnix metallov* [Research non-ferrous alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1962.
6. Martushov N.V., Semenov I.V. Struktura i svoistva bronzovykh otlivok pri razlichnykh skorostyakh okhlazhdeniya [Structure and properties of bronze castings at different cooling rates]. *Sovremennye problemy nayki i obrazovania.* 2012. No. 6. P. 12—15.

## ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМИ ПОЛЯМИ С ЦЕЛЬЮ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ПРОМЫШЛЕННЫХ СИЛУМИНОВ

© 2016 г. **К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин, В.А. Глушченков, Д.Г. Черников**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

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

*Статья поступила в редакцию 04.12.14 г., подписана в печать 23.12.14 г.*

Выполнено компьютерное моделирование основных силовых факторов при обработке алюминиевых расплавов импульсными магнитными полями по радиальной и осевой схемам воздействия. Установлено, что при радиальной схеме ударная волна, возникающая в расплаве после единичного импульса, прорабатывает весь его объем в течение 40 мкс, а по осевой – в течение 416 мкс. Экспериментальные исследования на промышленных силуминах АК6М2 и АК10М2Н подтвердили наличие устойчивого модифицирующего эффекта при магнитно-импульсной обработке (МИО): уменьшаются размеры дендритов  $\alpha$ -Al и кристаллов эвтектического кремния, повышаются плотность и электропроводность, а также прочность и пластичность сплавов в литом состоянии. На основании экспериментальных исследований сделан вывод о наибольшей технологичности МИО при осевой схеме воздействия.

**Ключевые слова:** физические способы обработки расплавов, импульсные магнитные поля, алюминиевые расплавы, магнитно-импульсная обработка, силумины, компьютерное моделирование, ударная волна, модифицирование, микроструктура, физико-механические свойства сплавов.

**Никитин К.В.** – докт. техн. наук, доцент, гл. науч. сотрудник кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). E-mail: kvn-6411@mail.ru.

**Никитин В.И.** – докт. техн. наук, проф., заведующий той же кафедрой. E-mail: tlp@samgtu.ru.

**Тимошкин И.Ю.** – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: ivan-mns@mail.ru.

**Глушченков В.А.** – канд. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением (ОМД), науч. руководитель лаборатории «Прогрессивные технологические процессы пластического деформирования» (НИЛ-41) СГАУ (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34). Тел./факс: (846) 335-18-45. E-mail: imp@ssau.ru.

**Черников Д.Г.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник НИЛ-41, ассистент кафедры ОМД СГАУ. Тел.: (846) 334-09-04. E-mail: omd@ssau.ru.

**Для цитирования:** Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю., Глушченков В.А., Черников Д.Г. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 34–42. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-34-42.

*Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu., Glushchenkov V.A., Chernikov D.G.*

### **Treatment of melts by pulsed magnetic fields to control the structure and properties of industrial silumins**

Computer modeling was used to simulate main force factors of aluminum melt processing by pulsed magnetic fields both in the radial and axial impact pattern. It was found that a shock wave arising after a single pulse propagates throughout the melt volume within 40  $\mu$ s in the radial impact pattern, and within 416  $\mu$ s in the axial pattern. Experimental studies of Al–Si–Cu and Al–Si–Cu–Ni industrial silumins confirmed a sustainable modifying effect resulting from the magnetic-pulse treatment (MPT):  $\alpha$ -Al dendrites and eutectic silicon crystals are reduced in size, while density and electrical conductivity of as-cast alloys increase along with their mechanical properties and ductility. Based on the experimental studies it was concluded that the best MPT performance is obtained with the axial impact pattern.

**Keywords:** physical methods of alloy processing, pulsed magnetic fields, aluminum-based melts, magnetic pulse treatment, silumins, computer modeling, shock wave, modification, microstructure, physical and mechanical properties of alloys.

**Nikitin K.V.** – Dr. Sci. (Eng.), Associate Prof., Chief Researcher at the Department of foundry and high-efficiency technologies, Samara State Technical University (SSTU) (443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244). E-mail: kvn-6411@mail.ru.

**Nikitin V.I.** – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the same Department, SSTU. E-mail: tlp@samgtu.ru.

**Timoshkin I.Yu.** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the same Department, SSTU. Email: ivan-mns@mail.ru.

**Glushchenkov V.A.** – Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Department of metal forming, scientific, Director of the laboratory «Advanced technological processes of plastic deformation» (SRL-41) of Samara State Aerospace University (SSAU) (443086, Russia, Samara, Moskovskoe shosse, 34). E-mail: imp@ssau.ru.

**Chernikov D.G.** – Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of SRL-41, Assistant of the Department of metal forming of SSAU. E-mail: omd@ssau.ru.

**Citation:** Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu., Glushchenkov V.A., Chernikov D.G. Obrabotka rasplavov magnitno-impul'snymi polyami s tsel'yu upravleniya strukturoi i svoistvami promyshlennykh siluminov. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2016. No. 2. P. 34–42. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-34-42.

## Введение

В настоящее время накоплен большой арсенал различных способов воздействия на твердые, жидкие и кристаллизующиеся сплавы с целью управления их структурой и свойствами в системе твердое—жидкое—твердое. Согласно классификации специальных способов обработки шихтовых металлов большинство воздействий на расплавы можно отнести к физическим методам [1], и основное их назначение — получение литой модифицированной структуры с целью обеспечения высоких физико-механических свойств литых изделий.

Среди основных требований, предъявляемых к физическим способам обработки расплавов, можно выделить следующие: неизменность химического состава рабочего сплава, живучесть модифицирующего эффекта в процессе литья, отсутствие вредных выбросов в атмосферу литейного цеха. Наибольшее распространение эти методы получили при подготовке к литью расплавов на основе алюминия [2—12].

Перспективным физическим способом является обработка расплавов на основе алюминия импульсными магнитными полями — магнитно-импульсная обработка (МИО) [13, 14].

Цель настоящей работы состояла в исследовании МИО на структуру и свойства силуминов автомобильного назначения.

## Материалы и методика экспериментов

Эксперименты по влиянию магнитно-импульсной обработки на структуру и свойства сплавов АК6М2 (ГОСТ 1583-93) и АК10М2Н (ГОСТ 30620-98) выполняли в ЦЛТ СамГТУ на опытной магнитно-импульсной установке МИУ-5, разработанной и изготовленной специалистами НИЛ-41 СГАУ. В качестве шихтовых материалов использовали чушковые сплавы (стандартные чушки массой 17—20 кг). Рабочие сплавы готовили в печи сопротивления с графитовым тиглем емкостью 10 кг по алюминию. Чушки разрезали на мерные части и загружали в разогретый до 600 °С тигель печи. После расплавления шихты расплавы перегревали до 750+10 °С, дегазировали таблетированным препаратом «Дегазер» на основе гексахлорэтана (ТУ 2458-002-79162668) и рафинировали порошкообразным флюсом «ФНК-А» (ТУ 2149-008-43884713) в количествах 0,06 и 0,22 % от массы расплава в печи.

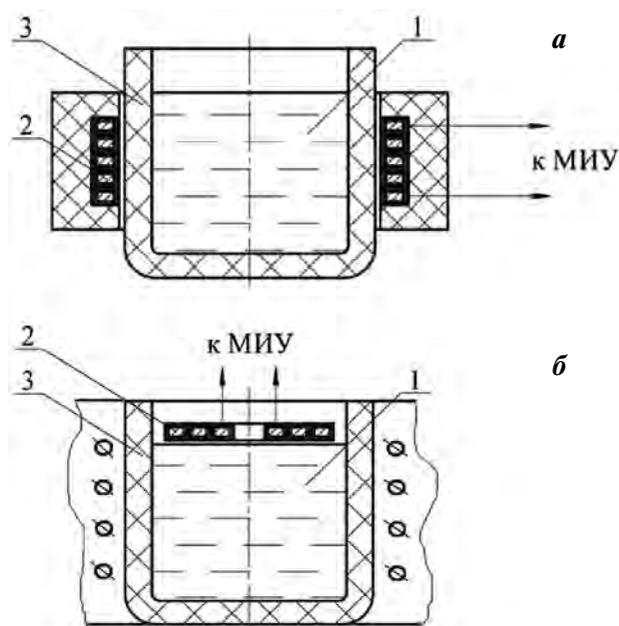


Рис. 1. Радиальная (а) и осевая (б) схемы магнитно-импульсной обработки расплавов  
1 — расплав; 2 — индуктор; 3 — тигель

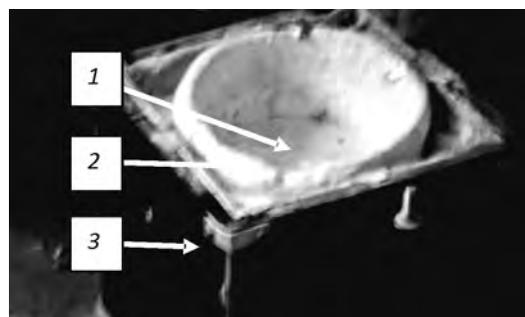


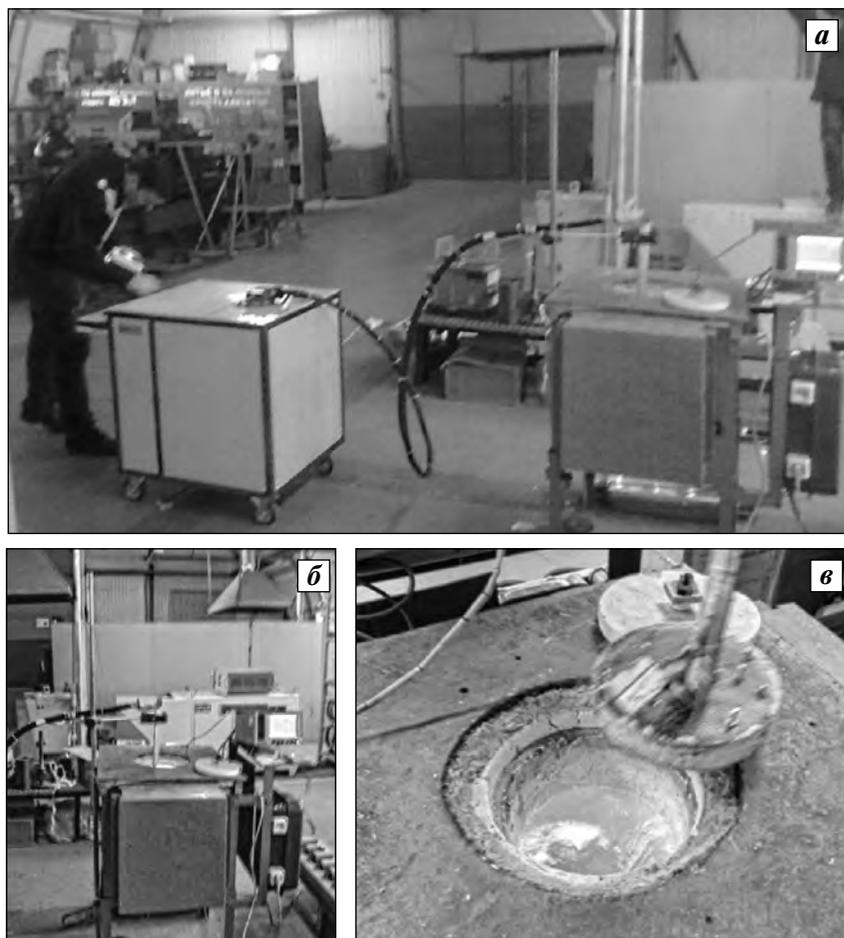
Рис. 2. Устройство для МИО расплава по радиальной схеме

1 — расплав; 2 — тигель; 3 — тепловая камера

Расплавы подвергали МИО по двум схемам воздействия импульсными магнитными полями — радиальной и осевой (рис. 1).

При обработке по радиальной схеме расплавы из печи переливали в специальную тепловую камеру с индуктором, внутри витков которого располагался графитовый тигель (рис. 2). Расплавы предварительно нагревали до температуры  $790 \pm 10$  °С для компенсации теплотерь при их переливе. Далее перелитую порцию расплава подвергали МИО. Осевую схему воздействия реализовали непосредственно в тигле плавильной печи (рис. 3).

В обоих случаях варьировали энергией разряда ( $W = 1 \div 1,5$  кДж) и количеством импульсов ( $n = 5 \div 10$  шт.).

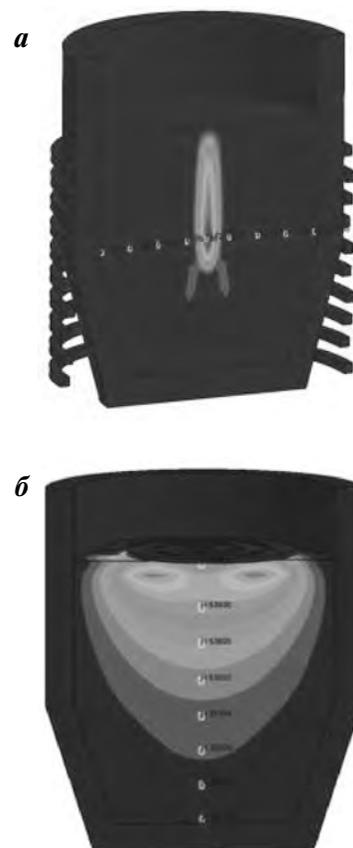


**Рис. 3.** Обработка расплава магнитно-импульсными полями в тигле плавильной печи сопротивления по осевой схеме воздействия *а* — общий вид установки; *б* — индуктор во время обработки; *в* — индуктор и зеркало расплава после обработки

Механические свойства определяли на отдельно залитых в кокиль образцах в литом состоянии. Металлографический анализ выполняли с помощью программно-аппаратного комплекса «SIAMS-700». Плотность оценивали методом гидростатического взвешивания, электропроводность — с помощью вихретокового структуроскопа ВС-30Н.

### Компьютерное моделирование МИО при различных схемах воздействия

Компьютерное моделирование осуществляли с целью определения влияния силового фактора МИО на состояние расплавов. На данный момент единственным конечно-элементным комплексом, способным решать такие сложные задачи, является LS-DYNA. Это достигается за счет нового электромагнитного модуля, позволяющего моделировать подобные связанные процессы в ком-



**Рис. 4.** Зависимость изменения давления магнитно-импульсных полей от времени в характерных элементах по объему расплава при радиальной (*а*) и осевой (*б*) схемах воздействия

плексе с учетом явлений электромагнетизма, тепла и механики [15]. С целью сокращения времени модельного эксперимента рассматривался только 1 импульс с разрядным током в индукторе, который соответствует энергии  $W = 1,5$  кДж.

Характер распределения давления импульсных магнитных полей в расплаве при разных схемах МИО представлен на рис. 4. Видно, что при радиальном воздействии область наибольших концентраций давления находится в центральной зоне расплава, находящегося в тигле, а при осевом — давление распространяется от поверхности расплава, над которой расположен индуктор, в глубину тигля. Наличие давлений вызывает ударную волну, которая способствует возникновению металлопотоков расплава.

Особенности различных схем МИО определяют различия и в распространении ударных волн в объеме расплава (рис. 5).

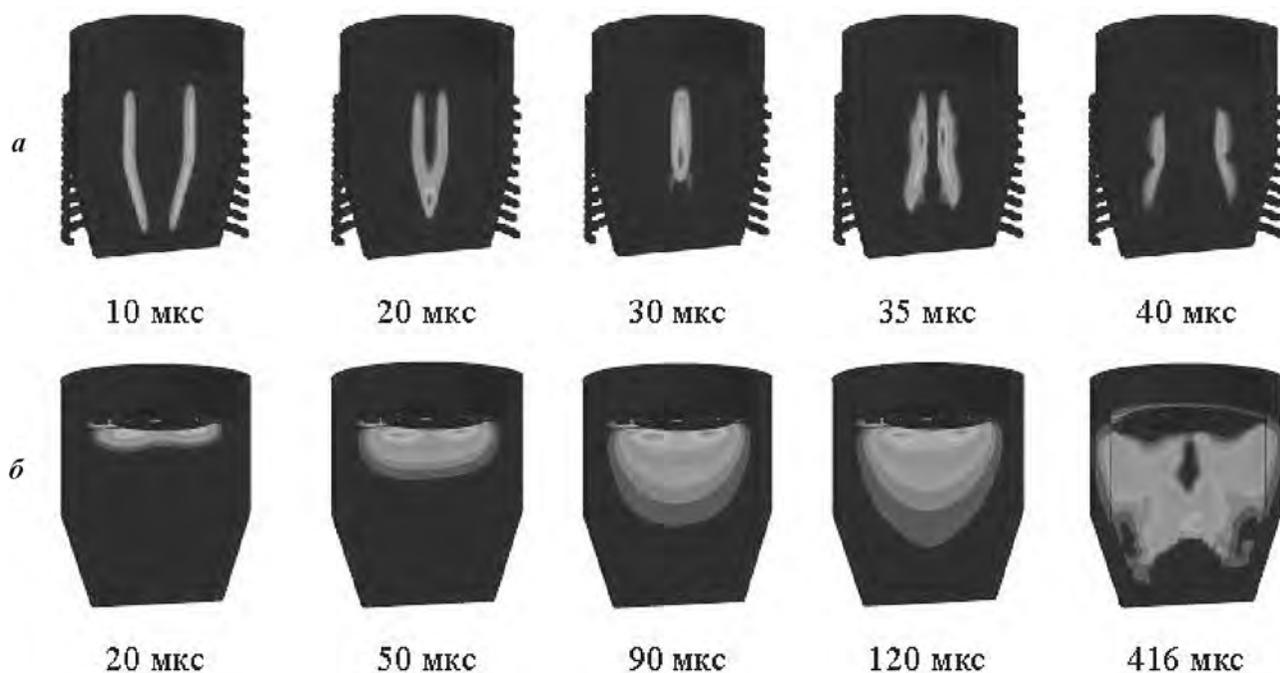


Рис. 5. Кинематика распространения ударной волны по объему расплава для радиальной (а) и осевой (б) схем воздействия импульсными магнитными полями

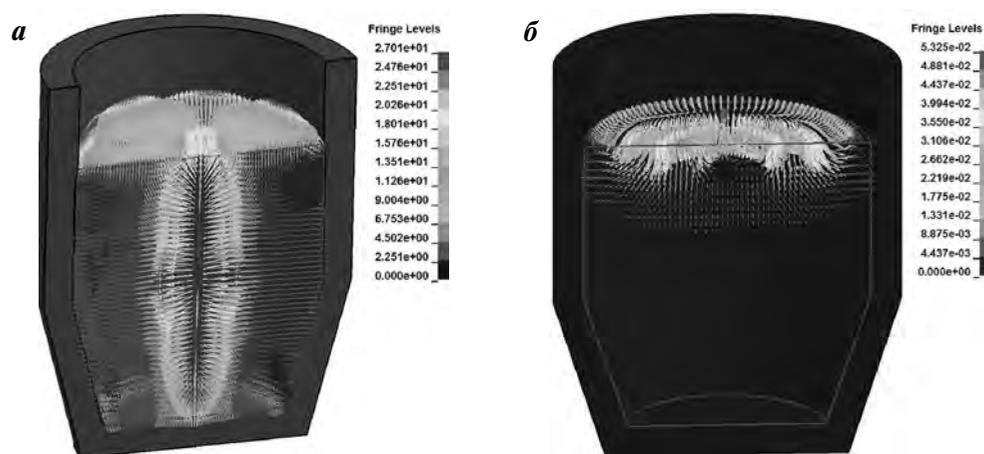


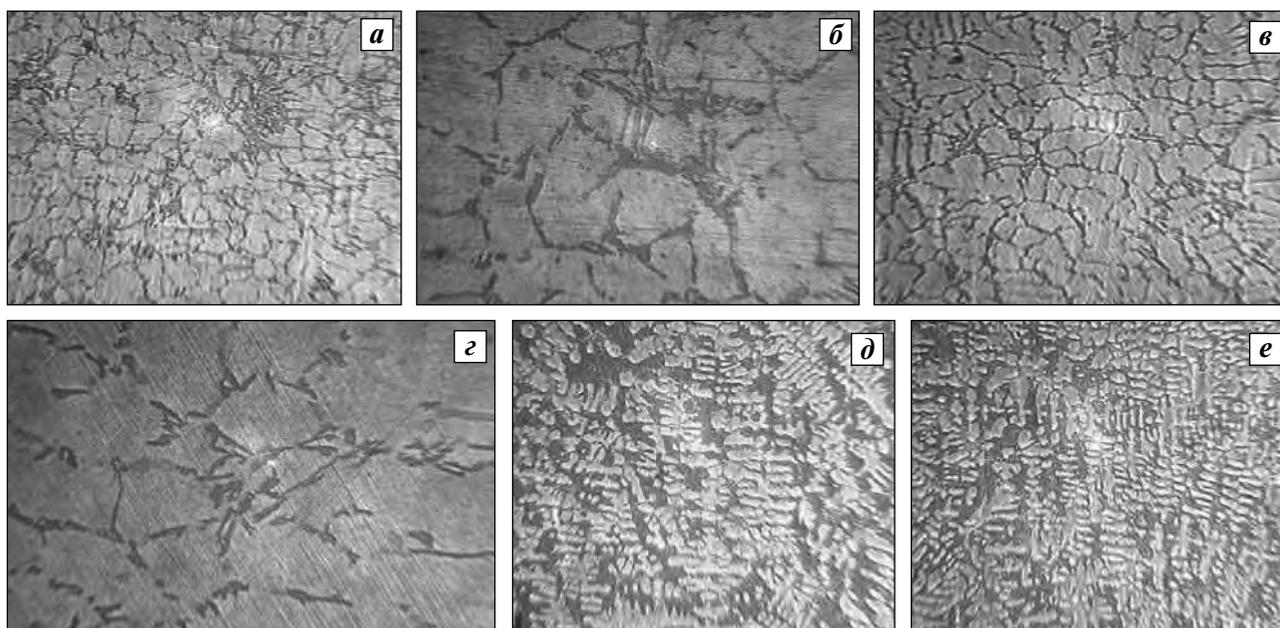
Рис. 6. Влияние радиальной (а) и осевой (б) схем воздействия импульсными магнитными полями на скорость движения расплава в тигле  
Результаты моделирования представлены в векторном виде через 100 мкс после импульса

При радиальном воздействии ударные волны распространяются от стенок тигля в центральные объемы расплава, где происходит их «схлопывание». После этого возникает так называемая отраженная ударная волна, распространяющаяся уже в обратном направлении — от центра к стенкам тигля. Обработка всего объема расплава за счет прямой и отраженной волн происходит за очень короткое время — 40 мкс.

При осевой схеме МИО распространение волны по всему объему расплава протекает за более

длительный промежуток времени (416 мкс) по сравнению с предыдущим случаем. При этом отраженная волна формируется от всех образующих внутренней поверхности тигля.

На рис. 6 приведены результаты моделирования скоростей движения расплава в векторном виде через 100 мкс после импульса в зависимости от схемы воздействия. Видно, что при радиальной схеме наибольшие скорости движения расплава приходятся на центральные объемы, что согласуется с результатами моделирования дав-



**Рис. 7.** Влияние МИО ( $W = 2$  кДж,  $n = 5$ ) при радиальном воздействии на структуру сплавов АК6М2 (а–с) и АК10М2Н (д, е)

а, б, д – исходные образцы; в, з, е – после МИО  
а, в, д, е – увеличение  $100\times$ ; б, з –  $500\times$

лений и кинематики распространения ударной волны, а при осевой — в верхних объемах расплава, располагающихся непосредственно под индуктором.

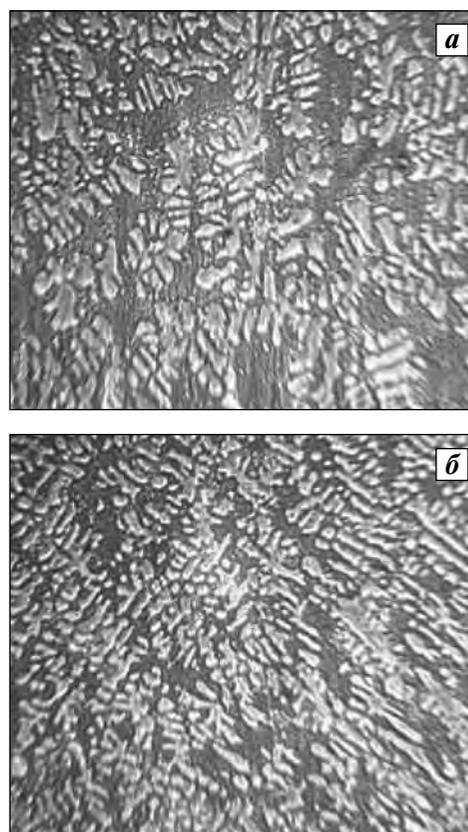
Таким образом, результаты компьютерного моделирования подтверждают наличие силового фактора при МИО расплавов и позволяют оценить их роль в механизме формирования структуры и свойств сплавов при данном виде физического воздействия.

## Результаты экспериментов и их обсуждение

### Обработка по радиальной схеме воздействия

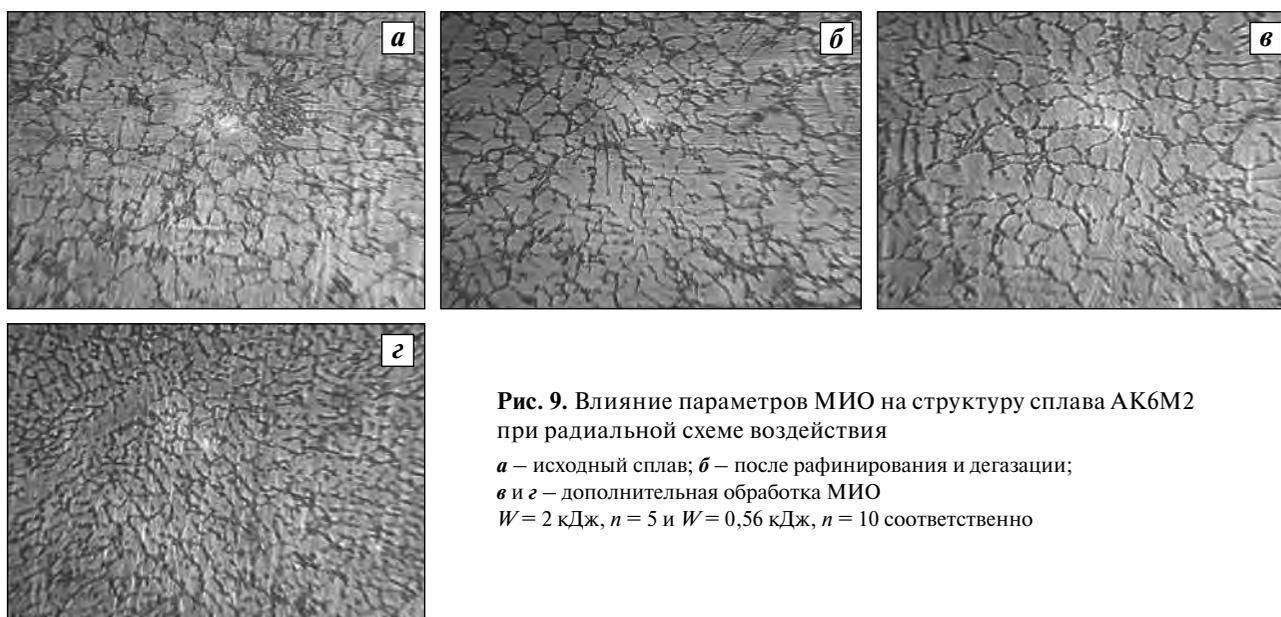
На рис. 7 показано влияние МИО на микроструктуру образцов сплавов АК6М2 и АК10М2Н. Из его данных видно, что при энергии разряда  $W = 2$  кДж и количестве импульсов  $n = 5$  воздействие магнитными полями наиболее ощутимо сказалось на структуре сплава АК6М2: измельчились дендриты  $\alpha$ -Al, а эвтектический кремний и вторичные интерметаллидные фазы приобрели более компактную морфологию. В микроструктуре сплава АК10М2Н после МИО отмечено изменение морфологии дендритов  $\alpha$ -Al на более компактную глобулярную.

На рис. 8 показано влияние МИО на структуру сплава АК10М2Н, предварительно обработанного



**Рис. 8.** Влияние МИО на структуру сплава АК10М2Н после рафинирующе-дегазирующей обработки

а – исходный сплав, б – после МИО  
 $W = 2$  кДж,  $n = 5$ , увеличение –  $100\times$



**Рис. 9.** Влияние параметров МИО на структуру сплава АК6М2 при радиальной схеме воздействия

*a* – исходный сплав; *б* – после рафинирования и дегазации;  
*в* и *г* – дополнительная обработка МИО  
 $W = 2$  кДж,  $n = 5$  и  $W = 0,56$  кДж,  $n = 10$  соответственно

флюсом ФНК-А и препаратом «Дегазер». Видно, что после рафинирования и дегазации эффект измельчения МИО на структуру АК10М2Н проявляется сильнее: уменьшаются размеры, разветвленность и неоднородность распределения дендритов  $\alpha$ -Al.

Далее был проведен эксперимент по влиянию основных параметров МИО (энергии разряда и количества импульсов) на структуру сплава АК6М2 (рис. 9), который показал, что обработка рафинированного и дегазированного расплава по режиму  $W = 0,56$  кДж,  $n = 10$  способствует большему измельчению дендритов алюминия по сравнению с режимом  $W = 2$  кДж,  $n = 5$  (см. рис. 9, *г* и *в*).

Предварительные эксперименты по отработке методики магнитно-импульсной обработки расплавов АК6М2 и АК10М2Н в радиальной схеме исполнения выявили модифицирующее влияние данного вида физического воздействия на основные фазы сплавов. Однако технический анализ данной схемы применительно для технологий большинства промышленных предприятий выявил ее существенные недостатки:

- необходимость на участке обработки расплавов специальной тепловой камеры, оснащенной индуктором;
- транспортировка обработанного расплава и его перелив в раздаточную печь.

Данные факторы, во-первых, будут способствовать усложнению действующих на предприятиях технологий, а во-вторых, обуславливать снижение эффективности МИО.

В связи с этим наиболее оптимальным вариантом с технической и технологической точек зрения представляется магнитно-импульсная обработка расплавов в раздаточной емкости непосредственно на участке литья.

#### Обработка по осевой схеме воздействия

Эксперименты проводили на сплаве АК6М2. Расплав при  $t = 750 \pm 10$  °С обрабатывали импульсами в количестве 10 шт. при энергии разряда 1,5 кДж. Далее при этой же температуре дегазировали препаратом «Дегазер» и рафинировали порошкообразным флюсом ФНК-А. Порядок отбора проб на механические испытания, плотность и металлографическое исследование представлен в табл. 1.

Влияние МИО на физико-механические свойства сплава АК6М2 в литом состоянии иллюстрирует табл. 2. Из ее данных видно, что после обработки расплава импульсными магнитными полями по осевой схеме воздействия ( $W = 1,5$  кДж,  $n = 10$ ) плотность ( $\rho$ ) и электропроводность ( $\gamma$ ) сплава незначительно увеличиваются: с 2,708 до 2,715 г/см<sup>3</sup> и с 17,4 до 17,8 МСм/м соответственно (пробы 1 и 2). Повышение электропроводности сплава свидетельствует об измельчении его основных структурных составляющих. После рафинирования, дегазации и повторного воздействия МИО данные физические свойства стабилизируются, но практически не меняются.

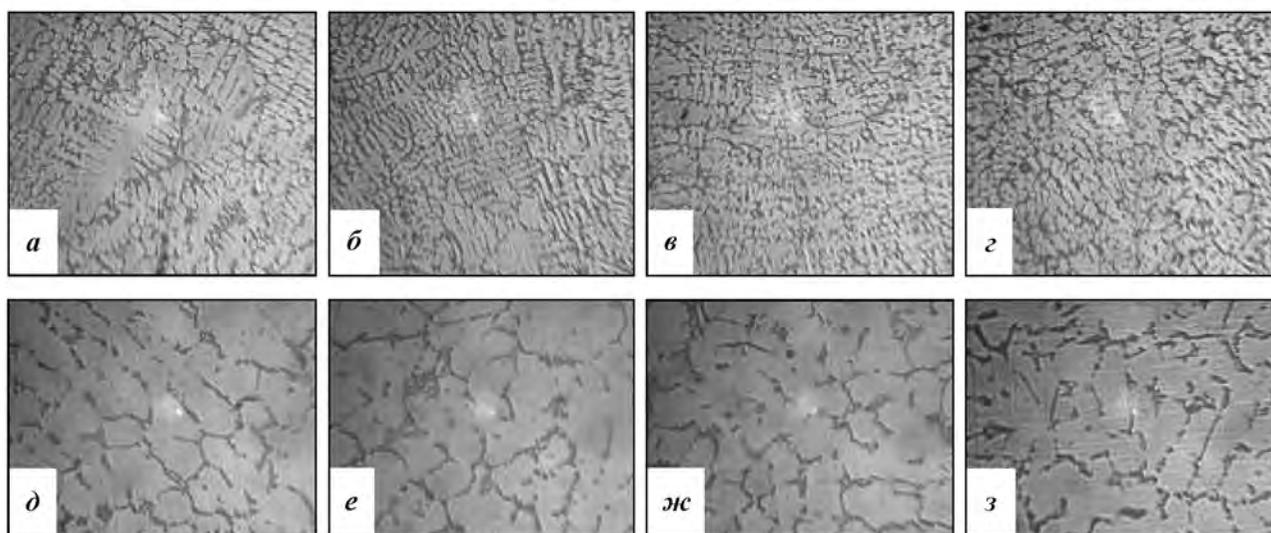
Наиболее существенные изменения отмечены в значениях механических свойств. Так, непосред-

Таблица 1

**Порядок отбора проб при обработке расплава АК6М2 по осевой схеме воздействия**

№ пробы*	Операция
1	Перегрев расплава до 750+100 °С, сьем шлака, перемешивание
2	МИО расплава, выдержка после обработки 2 мин
3	Обработка расплава флюсом ФНК-А и препаратом «Дегазер», выдержка после обработки 15 мин
4	Повторная обработка МИО расплава, выдержка после обработки 60 мин

\* Заливка отдельно отлитых в кокиль образцов для механических испытаний.

**Рис. 10.** Влияние МИО на микроструктуру сплава АК6М2

*a, d* – проба 1; *б, e* – 2; *в, ж* – 3; *з, з* – 4

*a–г* – дендриты  $\alpha$ -Al ( $\times 100$ ); *д–з* – кристаллы  $Si_{эвт}$  ( $\times 500$ )

ственно после МИО предел прочности ( $\sigma_B$ ) и относительное удлинение ( $\delta$ ) увеличились на 26 % (проба 2). Последующие рафинирование и дегазация (проба 3) способствовали незначительному росту  $\sigma_B$  и  $\delta$  сплава по сравнению с расплавом (проба 2), обработанным только импульсными магнитными полями. Следует отметить, что эффект от обработки сохранялся практически на протяжении 1 ч. Так, по результатам механических испытаний (проба 4) после такой выдержки предел прочности несколько снизился, но при этом оставался на 13 % выше по отношению к исходному состоянию (проба 1). Относительное удлинение изменилось незначительно и сохранило устойчиво повышенное значение 7,5 %, что на 30 % больше, чем у исходного сплава.

В табл. 3 представлены результаты металлографических исследований структуры сплава АК6М2. Видно, что непосредственно после магнитно-импульсной обработки расплава (проба 2) произошло наиболее ощутимое измельчение ос-

Таблица 2

**Влияние МИО на физико-механические свойства сплава АК6М2 в литом состоянии**

№ пробы	Физические свойства		Механические свойства	
	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\gamma$ , МСм/м	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
1	2,708	17,4	187,0	5,7
2	2,715	17,8	236,0	7,2
3	2,719	17,8	237,0	7,9
4	2,716	17,6	212,0	7,5

новных структурных составляющих: размер дендритов  $\alpha$ -Al уменьшился на 23 %, а кристаллов  $Si_{эвт}$  — на 10 %. При этом количество данных фаз увеличилось в 1,7 и 1,23 раза соответственно. Последующие рафинирование и дегазация расплава несколько снизили эффект от МИО (проба 3). Это, вероятно, связано с тем, что вместе с удалением не растворимых неметаллических включений из рас-

Таблица 3  
Влияние МИО на параметры микроструктуры сплава АК6М2

№ пробы	Параметры дендритов $\alpha$ -Al		Параметры Si <sub>ЭВТ</sub>	
	Средний размер, мкм	Количество, шт./мм <sup>2</sup>	Средний размер, мкм	Количество, шт./мм <sup>2</sup>
1	35	704	7,1	4880
2	27	1205	6,4	6000
3	31	960	6,9	6200
4	29	1041	6,7	6800

сплава частично удаляются и унаследованные центры кристаллизации, что и вызывает укрупнение структурных составляющих в твердых сплавах. Повторная обработка магнитными полями снова оказывает модифицирующий эффект на структуру сплава АК6М2 (проба 4).

Изображения микроструктур образцов сплава, на которых выполнялся металлографический анализ, представлены на рис. 10.

Таким образом, проведенные исследования показали, что осевая схема воздействия на расплав импульсными магнитными полями так же, как и радиальная, оказывает устойчивое модифицирующее воздействие на основные фазовые составляющие сплава. Уменьшение размеров фаз способствует росту предела прочности и относительного удлинения сплава в литом состоянии. Применение МИО и рафинирующе-дегазирующей обработки обеспечивает дополнительное увеличение механических свойств. Однако анализ микроструктуры сплава АК6М2 показал, что магнитно-импульсную обработку целесообразно производить после очистки расплава от неметаллических и газовых включений.

## Заключение

Выполненное компьютерное моделирование по распространению ударных волн в расплаве при МИО позволило выявить основные различия при обработке по радиальной и осевой схемам воздействия. Установлено, что в первом случае ударная волна после единичного импульса проходит через весь объем расплава за 40 мкс, а во втором — в течение 416 мкс. Однако для промышленных условий данные временные различия являются несущественными.

На основе моделирования впервые установлены основные силовые факторы, обеспечивающие изменения в строении обрабатываемого расплава:

наличие ударных волн и интенсивные металлопоток, обуславливающие перемешивание всего объема расплава, находящегося в тигле.

Экспериментальные исследования убедительно доказали наличие модифицирующего эффекта при магнитно-импульсной обработке при радиальной и осевой схемам воздействия: измельчаются основные структурные составляющие силуминов, улучшаются физико-механические свойства сплавов. Однако с точки зрения технологичности наибольшими преимуществами характеризуется осевая схема воздействия, при которой не требуется дополнительное оборудование в виде тепловой камеры, отпадает необходимость в переливах обработанного расплава, обеспечивается возможность обработки непосредственно в тиглях раздаточных печей на участках литья.

*Работа выполнена в рамках тематического плана СамГТУ по заданию Минобрнауки РФ по теме «Исследование закономерностей и разработка технологий синтеза наноструктурированных алюминиевых сплавов для обеспечения повышенных эксплуатационных свойств литых изделий» (договор 507/14).*

## Литература

1. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
2. Деев В.Б., Селянин И.Ф., Нохрина О.И., Горюшкин В.Ф., Цецорина С.А. Модифицирующая обработка сплавов магнитным полем // Литейщик России. 2008. № 3. С. 23—25.
3. Эскин Г.И. Влияние кавитационной обработки расплава на структуру и свойства литых и деформированных легких сплавов // Вестник РАЕН. 2010. № 3. С. 82—89.
4. Зарембо В.И. Фоновое резонансно-акустическое управление гетерофазными процессами // Теоретические основы химической технологии. 2006. Т. 49. № 5. С. 520—532.
5. Ри Э.Х., Хосен Ри, Дорофеев С.В. и др. Влияние облучения жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами на ее строение, процессы

- кристаллизации, структурообразования и свойства литейных сплавов. Владивосток: Дальнаука, 2008.
6. *Никитин К.В., Паркин А.А., Жаткин С.С., Мулиндеев Д.А.* Влияние структуры лигатур AlSi30 и AlNi30, полученных с применением комбинированной обработки, на свойства сплава АК10М2Н // Литейщик России. 2012. No. 9. С. 14–16.
  7. *Волков Г.В.* Влияние электрогидроимпульсной обработки на структурообразование сплавов и технологичность последующих операций // Литейное пр-во. 2012. No. 9. С. 16–17.
  8. *Piatakowski J.* The effect of Al–17wt.%Si alloy melt overheating on solidification process and microstructure evolution // *Solid State Phenomena*. 2011. Vol. 176. P. 29–34.
  9. *Shittu M.D., Ibitoye S.A., Olawale J.O., Popoola A.P.I.* Superheat influence on mechanical properties of cast hypoeutectic aluminium-silicon alloy // *Inter. J. Cast Metals Research*. 2012. Vol. 25. No. 3. P. 170–175.
  10. *Piatakowski J., Gajdzik B., Matula T.* Crystallization and structure of cast A390.0 alloy with melt overheating temperature // *Metalurgija*. 2012. Vol. 51. No. 3. P. 321–324.
  11. *Calvo-Dahlborg M., Popel P.S., Kramer M.J., Besser M., Morris J.R., Dahlborg U.* Superheat-dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering // *J. Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 550. P. 9–22.
  12. *Barekar N.S., Babu N.H., Fan Z., Dhindaw B.K.* Effect of intensive shearing on morphology of primary silicon and properties of hypereutectic Al–Si alloy // *Mater. Sci. Technol*. 2010. Vol. 26. No.8. P. 975–980.
  13. *Черников Д.Г., Глущенков В.А., Гречников Ф.В., Иголкин А.Ю., Никитин В.И., Никитин К.В.* О магнитно-импульсной обработке расплава силумина АК9Т // Литейное пр-во. 2011. No. 9. С. 8–11.
  14. *Глущенков В.А., Черников Д.Г., Никитин В.И., Никитин К.В.* О воздействии импульсных магнитных полей на расплавы // *Металлургия машиностроения*. 2012. No. 4. С. 47–50.
  15. *L'Eplattenier P., Cook G., Ascraft C., Burger M., Imbert J., Worwick M.* Introduction of an Electromagnetism Module in LS-DYNA for Coupled Mechanical-Thermal-Electromagnetic simulations // *Steel Research Int*. 2009. Vol. 80. No. 5. P. 38–56.
  4. *Zaremba V.I.* Fonovoe rezonansno-akusticheskoe upravlenie geterofaznimi processami [Background resonance-acoustic control of heterophase processes]. *Teoreticheskie osnovi himicheskoi tekhnologii*. 2006. Vol. 49. No. 5. P. 520–532.
  5. *Ri E.H., Ri Hosen, Dorofeev S.V., Yakimiv V.I.* Vliyanie oblycheniya zgidkoi fazi nanosekundnymi elektromagnitnymi impyl'sami na ee strienie, processi kristallizacii, strykturoobrazovanie i svoystva liteinih spлавov [Effect of irradiation of the liquid phase by nanosecond electromagnetic pulses on its structure, crystallization, structure and properties of casting alloys]. Vladivostok: Dal'nayka, 2008.
  6. *Nikitin K.V., Parkin A.A., Zatkin S.S., Mulindeev D.A.* Vliyanie stryktury ligatur AlSi30 i AlNi30, polyshennix s primeneniem kombinirovannoi obrabotki, na svoystva сплава АК10М2Н [The effect of the structure of ligatures AlSi30 and AlNi30 obtained using the combined treatment on the properties of the alloy АК10М2Н]. *Liteishik Rossii*. 2012. No. 9. P. 14–16.
  7. *Volkov G.V.* Vliyanie elektrogidroimpyl'snoyi obrabotki na strykturoobrazovanie сплавов i tehnologishnost posledyushih operacii [The influence of hydro-processing on structure of alloys and manufacturability subsequent operations]. *Liteinoe proizvodstvo*. 2012. No. 9. P. 16–17.
  8. *Piatakowski J.* The effect of Al–17wt.%Si alloy melt overheating on solidification process and microstructure evolution. *Solid State Phenomena*. 2011. Vol. 176. P. 29–34.
  9. *Shittu M.D., Ibitoye S.A., Olawale J.O., Popoola A.P.I.* Superheat influence on mechanical properties of cast hypoeutectic aluminium-silicon alloy. *Inter. J. Cast Metals Research*. 2012. Vol. 25. No. 3. P. 170–175.
  10. *Piatakowski J., Gajdzik B., Matula T.* Crystallization and structure of cast A390.0 alloy with melt overheating temperature. *Metalurgija*. 2012. Vol. 51. No. 3. P. 321–324.
  11. *Calvo-Dahlborg M., Popel P.S., Kramer M.J., Besser M., Morris J.R., Dahlborg U.* Superheat-dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering. *J. Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 550. P. 9–22.
  12. *Barekar N.S., Babu N.H., Fan Z., Dhindaw B.K.* Effect of intensive shearing on morphology of primary silicon and properties of hypereutectic Al–Si alloy. *Mater. Sci. Technol*. 2010. Vol. 26. No.8. P. 975–980.
  13. *Chernikov D.G., Glys'enkov V.A., Grechnikov F.V., Igolkin A.Yu., Nikitin V.I., Nikitin K.V.* O magnitno-impyl'snoii obrabotke расплава silymina АК9Т [Of magnetic-pulse processing of molten silumin]. *Liteinoe proizvodstvo*. 2011. No. 9. P. 8–11.
  14. *Glys'enkov V.A., Chernikov D.G., Nikitin V.I., Nikitin K.V.* O vozdiistvii impyl'snih magnitnih poleyi na расплави [About the effects of pulsed magnetic fields on the melt]. *Metallyrgiya mashinostroeniya*. 2012. No. 4. P. 47–50.
  15. *L'Eplattenier P., Cook G., Ascraft C., Burger M., Imbert J., Worwick M.* Introduction of an Electromagnetism Module in LS-DYNA for Coupled Mechanical-Thermal-Electromagnetic simulations. *Steel Research Int*. 2009. Vol. 80. No. 5. P. 38–56.

## References

1. *Nikitin V.I., Nikitin K.V.* Nasledstvennost' v litih сплавah [Heredity in cast alloys]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2005.
2. *Deev V.B., Sel'yanin I.F., Nohrina O.I., Goryushkin V.F., Cecorina S.A.* Modifitsiryushaya obrabotka сплавов magnitnim polem [Modifying treatment of alloys by magnetic field]. *Liteishik Rossii*. 2008. No. 3. P. 23–25.
3. *Eskin G.I.* Vliyanie kavitacii obrabotki расплава na stryktury i svoystva litih b deformirovannih l'ogkih сплавов [The influence of cavitation treatment of the melt on the structure and properties of cast and deformed light alloys]. *Vestnik RAEN*. 2010. No. 3. P. 82–89.

## ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА КРЕМНИСТОЙ ЛАТУНИ ЛЦ16К4 С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЕЕ ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ХУДОЖЕСТВЕННОГО ЛИТЬЯ

© 2016 г. С.П. Герасимов, А.Ю. Титов, В.А. Палачев, В.Б. Деев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

*Статья поступила в редакцию 06.07.15 г., доработана и подписана в печать 03.09.15 г.*

Кремнистая латунь марки ЛЦ16К4 нашла широкое применение в художественном литье за счет высоких технологических свойств, красивого золотого цвета и возможности нанесения различных декоративных покрытий. В работе проведено исследование возможности увеличения ее жидкотекучести путем варьирования химического состава в рамках ГОСТ 17711-93. Для измерения жидкотекучести был использован метод вакуумного всасывания, который выявил изменения этого показателя при добавлении от 0,1 мас.% легирующего элемента (Zn, Si, Al), а также показал высокую сходимость результатов. Экспериментальные данные подвергались регрессионному анализу. Была получена количественная оценка степени влияния цинка и кремния на жидкотекучесть кремнистой латуни, построена адекватная математическая модель и поверхность отклика функции жидкотекучести. Определена оптимальная температура перегрева, обеспечивающая максимальное значение жидкотекучести сплава при минимальном угаре цинка. Результаты данной работы могут быть применимы при получении художественного и промышленного литья из кремнистой латуни ЛЦ16К4, а также в других областях металлургии и литейного производства.

**Ключевые слова:** художественное литье, жидкотекучесть, метод вакуумного всасывания, ЛЦ16К4, кремнистая латунь, влияние перегрева, регрессионный анализ, математическая модель, угар цинка, кремний, медь.

**Герасимов С.П.** — канд. техн. наук, профессор кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов» НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: gerasimzv@yandex.ru.

**Титов А.Ю.** — аспирант той же кафедры. E-mail: titov.andrey90@gmail.com.

**Палачев В.А.** — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: val.palachev@yandex.ru.

**Деев В.Б.** — докт. техн. наук, профессор той же кафедры, гл. науч. сотрудник Инжинирингового центра «Литейные технологии и материалы». E-mail: deev.vb@mail.ru.

**Для цитирования:** Герасимов С.П., Титов А.Ю., Палачев В.А., Деев В.Б. Оптимизация состава кремнистой латуни ЛЦ16К4 с целью повышения ее жидкотекучести при получении художественного литья // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 43–48. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-43-48.

*Gerasimov S.P., Titov A.Yu., Palachev V.A., Deev V.B.*

### **Optimization of LC16K4 silicon brass to increase its fluidity in the process of ornamental casting**

LC16K4 silicon brass is widely used in ornamental casting because of its good processing characteristics, beautiful golden color and the possibility to apply various decorative coatings. The paper studies the possibility to increase fluidity of LC16K4 silicon brass by varying its chemical composition according to GOST 17711-93. A vacuum suction method used for fluidity measurement revealed that this parameter changes when adding 0,1 wt.% of the alloying element (Zn, Si, Al) and that measurements show high repeatability. The experimental data were subjected to regression analysis. The effect of zinc and silicon on the silicon brass fluidity was quantitatively assessed, and an adequate mathematical model was built with a response surface of the fluidity function. The optimum melt overheating temperature was found that ensures the highest alloy fluidity with a minimum zinc loss. The results of this study may be useful in ornamental and industrial casting of LC16K4 silicon brass, as well as in other metallurgy and foundry areas.

**Keywords:** ornamental casting, fluidity, vacuum suction method, LC16K4, silicon brass, overheating effect, regression analysis, mathematical model, zinc loss, silicon, copper.

**Gerasimov S.P.** — Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Department of foundry technologies and art processing of materials, National University of Science and Technology «MISIS» (119049, Moscow, Leninsky prospect, 4). E-mail: gerasimzv@yandex.ru.

**Titov A.Yu.** — Postgraduate of the same Department. E-mail: titov.andrey90@gmail.com.

**Palachev V.A.** — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the same Department. E-mail: val.palachev@yandex.ru.

**Deev V.B.** — Dr. Sci. (Tech), Professor of the same Department, Chief Scientific Officer of Engineering center «Foundry technology and materials», MISIS. E-mail: deev.vb@mail.ru.

**Citation:** Gerasimov S.P., Titov A.Yu., Palachev V.A., Deev V.B. Optimizatsiya sostava kremnistoi latuni LTs16K4 s tsel'yu povysheniya ee zhidkotekuchesti pri poluchenii khudozhestvennogo lit'ya. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 43–48. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-43-48.

## Введение

Сплавы, применяемые в художественном литье, должны обладать высоким показателем жидкотекучести, поскольку это свойство отвечает за способность расплава заполнять тонкие стенки отливок и воспроизводить рельеф формы, а также за получение качественной литой поверхности.

Одним из наиболее распространенных в художественном литье сплавов является кремнистая латунь марки ЛЦ16К4. Этот сплав имеет высокие технологические и прочностные характеристики, однако при изготовлении из него крупных художественных отливок в формы из холодно-твердеющих смесей в местах с небольшой толщиной стенки образуются различные виды брака, связанного с недоливом металла. Чтобы этого не произошло, приходится прибегать к увеличению толщины стенки художественной отливки, что приводит к повышению массы и стоимости готового изделия.

Поэтому целью работы являлось увеличение жидкотекучести сплава ЛЦ16К4 путем оптимизации его химического состава.

Для измерения жидкотекучести сплава необходимо использовать способ, обладающий высокой чувствительностью к изменению его состава. За последнее время появился ряд работ, в которых используется метод определения жидкотекучести вакуумным всасыванием [1–6]. По сравнению с другими известными способами он значительно точнее, поскольку позволяет максимально стабилизировать температуру, напор подаваемого расплава и химический состав [7].

## Методика исследований и результаты работы

При измерении жидкотекучести использовали специальное устройство, принцип работы которого основан на вакуумном всасывании (рис. 1). Оно состоит из форвакуумного насоса 1 с натекателем 2, который позволяет подбирать и поддерживать необходимый для эксперимента уровень разрежения, а также минимизирует погрешность измерения из-за гидравлического удара в момент включения насоса. Разрежение в системе определяется образцовым манометром 3 с точностью 0,0025 атм, который включен в систему параллельно. Две кварцевые трубки 7 длиной 500 мм, внутренним диаметром 4 мм и толщиной стенки 1 мм

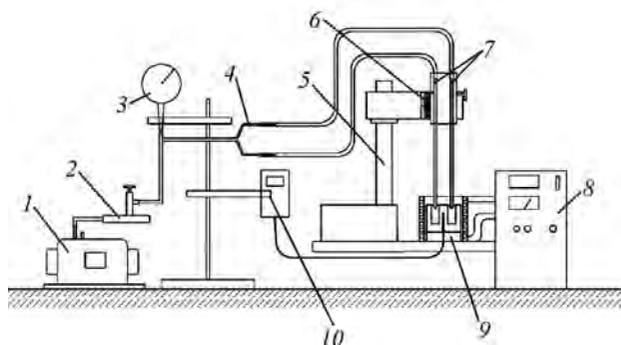


Рис. 1. Схема устройства для определения жидкотекучести

1 – форвакуумный насос, 2 – натекатель, 3 – образцовый манометр, 4 – тройник, 5 – стойка-штатив, 6 – линейка, 7 – кварцевые трубки, 8 – лабораторная индукционная печь, 9 – массивный графитовый блок, 10 – милливольтметр с хромель-алюмелевой термопарой

соединяются шлангом с вакуумной системой посредством тройника 4. Погружение трубок в расплав осуществляется с помощью механизма перемещения на стойке-штативе 5 с точностью до 1 мм. Глубина погружения контролируется линейкой 6.

Плавка расплава проводится в алундовых тиглях диаметром 25 мм и высотой 60 мм в индукционной печи 8 типа СЭЛТ 001-10/18. Для обеспечения одинаковых условий нагрева и охлаждения расплавов используется массивный графитовый блок 9 с отверстиями под тигли. Температура измеряется милливольтметром 10 и хромель-алюмелевой термопарой, подведенной к его нижней части. Из-за массивности графитового блока его температура везде одинаковая, что обеспечивает одинаковую температуру в обоих тиглях.

Опробование методики эксперимента производилось путем определения влияния малых добавок Al на жидкотекучесть меди марки М1 (ГОСТ 859-78). Предварительно осуществлялась настройка оптимального для проведения эксперимента разрежения, которое подбиралось таким образом, чтобы высота столба металла в трубке при условии отсутствия кристаллизации расплава не превышала 500 мм. Его оптимальная величина составила 0,4 атм.

Две навески меди (массой по 100 г каждая) загружались в алундовые тигли, которые помещались в графитовый блок 9. Во избежание окисления расплава меди плавка осуществлялась под графитовым боем. После расплавления меди производилось легирование расплава в одном из тиглей небольшой порцией алюминия. Когда легирующий элемент полностью растворялся, расплав интен-

сивно перемешивался и после достижения необходимой температуры перегрева, которая составляла 100 °С над линией ликвидуса, трубки погружались в расплавы на 12 мм и включался насос. При этом происходило втягивание металла в трубки на высоту, характеризующую жидкотекучесть сплавов. После этого расплав выдерживался в трубках при остаточном разрежении в течение 2–3 с, не позволяющем металлу сливаться из трубок.

Экспериментальные результаты по исследованию жидкотекучести ( $\lambda$ ) сплава в зависимости от добавок алюминия представлены на рис. 2, и они хорошо согласуются с литературными данными [8, 9] (рис. 3). Сравнивая приведенные зависимости, можно сделать вывод, что способ вакуумного всасывания значительно чувствительнее, чем U-образная проба, и позволяет определять изменение  $\lambda$

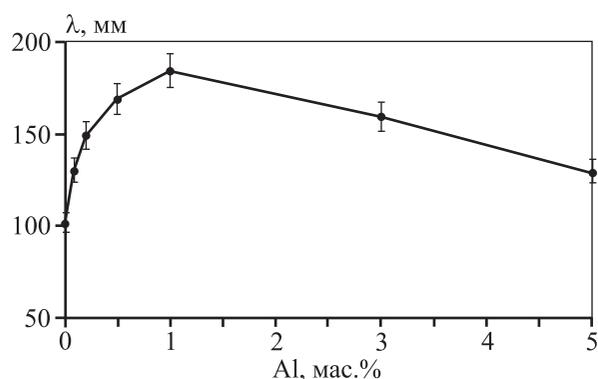


Рис. 2. Зависимость жидкотекучести меди от содержания алюминия при температуре перегрева в 100 °С над линией ликвидуса

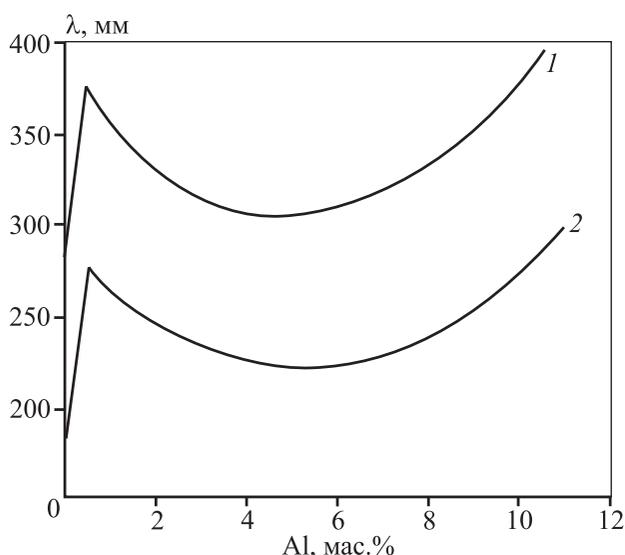


Рис. 3. Зависимость жидкотекучести меди, определенной по U-образной пробе, от содержания алюминия [7, 8]

1 — литье в песчаную форму, 2 — литье в кокиль

при добавлении от 0,1 мас.% легирующего элемента при сходимости результатов параллельных опытов в 1–2 мм.

Для определения оптимального состава кремнистой латуни, обеспечивающего максимальную жидкотекучесть, из чистых металлов были приготовлены экспериментальные сплавы латуни, содержащие 12 и 19 мас.% Zn, что соответствует минимальному и максимальному количествам цинка в латуни ЛЦ16К4 согласно ГОСТ 17711-93. Для этого использовались медь марки М1 (ГОСТ 859-78) и цинк марки Ц0 (ГОСТ 3640-94).

В графитовый блок помещались тигли со 100-граммовыми навесками сплава с одинаковым содержанием Zn. Затем производились их плавка и легирование кремнием от 3 до 4,5 мас.% с шагом в 0,5 %. После растворения Si расплав выдерживался в течение 5 мин, и при достижении необходимой температуры перегрева в 100 °С над линией ликвидуса осуществлялось измерение жидкотекучести полученных сплавов.

При проведении экспериментов учитывали, что увеличение содержания Si в сплаве приводит к снижению температуры ликвидуса [10–14]. Предварительно были получены кривые охлаждения сплавов с различным содержанием Zn (12–19 мас.%) и Si (3,0–4,5 мас.%). Для этого использовали двухканальный измеритель температуры ТРМ-200 фирмы «Овен», который позволил определить температуры ликвидуса ( $t_l$ ) исследуемых сплавов с точностью до 5 °С. Экспериментальные результаты представлены в табл. 1 и на рис. 4.

Для численного выражения характера влияния легирующих элементов на жидкотекучесть крем-

Таблица 1  
Влияние содержания Zn и Si на температуру ликвидуса и интервал кристаллизации кремнистой латуни ЛЦ16К4

Содержание, мас.%		$t_l$ , °С	Интервал кристаллизации, °С
Si	Zn		
3,0	12	952	62
3,5	12	928	60
4,0	12	913	47
4,5	12	891	25
3,0	19	887	29
3,5	19	876	22
4,0	19	842	42
4,5	19	838	38

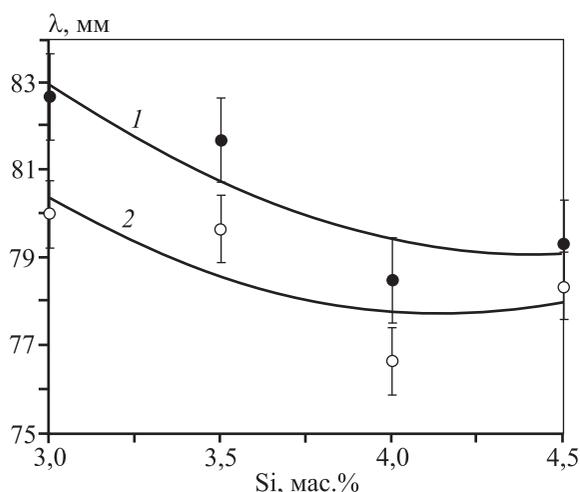


Рис. 4. Влияние содержания Zn и Si на жидкотекучесть латуни ЛЦ16К4 состава Cu–19%Zn (1) и Cu–12%Zn (2)

нистой латуни использовали регрессионный анализ экспериментальных данных. Все расчеты проводились для 95 %-ной значимости результатов.

Была получена адекватная математическая модель, которая прошла статистические проверки по критериям Стьюдента ( $t$ -критерий) и Фишера ( $F$ -критерий):

$$Y = 79,9 + 1,08X_1 - 1,41X_2,$$

где  $Y$  — жидкотекучесть, мм;  $X_1$  и  $X_2$  — содержания в сплаве соответственно Zn и Si, мас. %.

Математическая модель позволила количественно оценить характер влияния концентраций Si и Zn на жидкотекучесть сплава. Было выявлено, что для получения повышенной жидкотекучести содержание кремния в сплаве следует поддерживать на нижнем уровне, а цинка — на верхнем, согласно ГОСТ 17711-93. Таким образом, оптимальный состав исследуемого сплава, обладающего лучшими показателями по жидкотекучести, включает 3 мас.% Si и 19 мас.% Zn.

На основании полученных данных была построена поверхность отклика функции жидкотекучести кремнистой латуни ЛЦ16К4 в интервалах концентраций, регулируемых ГОСТ 17711-93 (рис. 5).

Варьирование химического состава сплава позволило улучшить жидкотекучесть в среднем на 7–10 %. Дальнейшее ее увеличение возможно за счет повышения температуры заливки. Для определения степени влияния температуры перегрева расплава на жидкотекучесть кремнистой латуни проводили эксперимент, в котором две

100-граммовые навески сплава Cu–19%Zn–3%Si расплавлялись в алундовых тиглях, помещенных в полости массивного графитового блока, и после достижения перегрева над линией ликвидуса в 40 °С определяли показатель  $\lambda$ . Измерение жидкотекучести повторяли каждые 30 °С до температуры перегрева 310 °С. Результаты исследований представлены в табл. 2 и на рис. 6.

Полученная зависимость  $\lambda(t)$  показывает, что интенсивное увеличение жидкотекучести латуни наблюдается до перегрева 200 °С, а затем ее рост снижается. Поэтому разогревать расплав выше 200 °С над линией ликвидуса нецелесообразно. Однако такой перегрев приводит к значительному угару Zn.

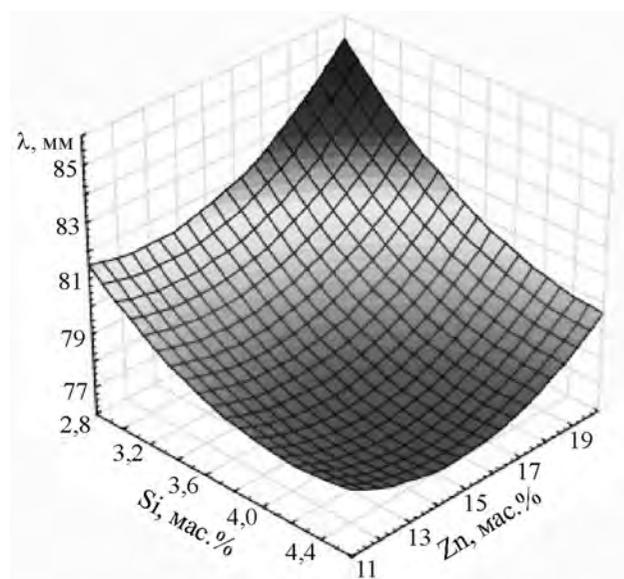


Рис. 5. Поверхность отклика функции жидкотекучести сплава ЛЦ16К4 в интервале концентраций 12–19 мас.% Zn и 3–4,5 мас.% Si, регулируемых ГОСТ 17711-93

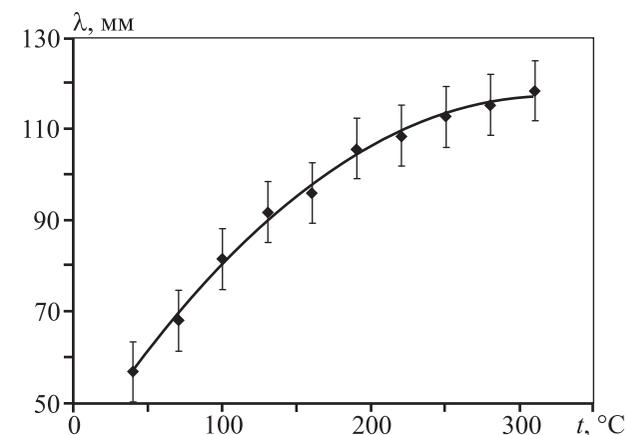


Рис. 6. Зависимость средней (по 3 измерениям) жидкотекучести кремнистой латуни ЛЦ16К4 от температуры перегрева над линией ликвидуса

Таблица 2  
Влияние температуры перегрева над линией ликвидуса на жидкотекучесть латуни

Температура измерения $\lambda$ , °С	Температура перегрева расплава, °С	Жидкотекучесть по трем измерениям, мм		
		1	2	3
930	40	57,0	57,0	57,0
960	70	69,5	67,0	68,0
990	100	82,0	82,0	81,0
1020	130	92,0	92,0	92,0
1050	160	97,0	95,5	97,0
1080	190	107,0	104,5	106,0
1110	220	109,5	108,3	108,2
1140	250	112,0	113,3	113,2
1170	280	118,5	113,3	114,5
1200	310	118,5	118,5	118,5

Таблица 3  
Угар цинка (средние значения) в зависимости от температуры перегрева над линией ликвидуса и содержания кремния в латуни ЛЦ16К4

Содержание в сплаве Si, мас. %	Температура перегрева, °С	Содержание в сплаве Zn, мас. %		Угар Zn, %
		Исходный	После выдержки	
3,23	50	19,39	19,35	0,18
3,23	100	19,39	19,22	0,49
3,23	150	19,39	18,72	0,84
3,23	200	19,39	19,09	1,54
4,54	50	19,39	19,46	0,37
4,54	100	19,39	19,23	0,39
4,54	150	19,39	19,31	0,81
4,54	200	19,39	18,94	2,34

Примечание. Для каждого образца было проведено по 3 плавки.

Согласно литературным данным [15, 16] кремний способствует уменьшению величины угара цинка при плавке латуни. Как было показано ранее, увеличение содержания Si в составе латуни приводит к уменьшению жидкотекучести, поэтому для определения оптимальной температуры заливки необходимо установить, при каком ее значении в сплавах с различным содержанием кремния начинается интенсивный угар Zn. Для этого сплавы, содержащие 3,23 и 4,54 мас. % Si и 19,39 мас. % Zn, выдерживались 15 мин при различных температурах перегрева, и затем заливались пробы для

химического анализа. Результаты исследований представлены в табл. 3.

Интенсивный угар цинка наблюдается в образцах, выдержанных с перегревом в 200 °С, в остальных же он незначительный и практически не зависит от содержания Si в исследованном интервале концентраций.

Таким образом, оптимальная температура заливки кремнистой латуни составляет 1040—1070 °С.

## Заключение

Проведенные исследования позволили установить, что жидкотекучесть кремнистой латуни повышается с увеличением в ее составе содержания Zn и снижается с ростом концентрации Si. Таким образом, лучшим по этому показателю является сплав Cu—19%Zn—3%Si, у которого жидкотекучесть в среднем на 7—10 % выше, чем у сплава Cu—12%Zn—4,5%Si.

Выявлено, что оптимальная температура заливки латуни ЛЦ14К4 составляет 1040—1070 °С, что соответствует 150—170 °С перегрева над линией ликвидуса и не приводит к интенсивному угару цинка, который, как показали исследования, начинается при перегреве, близком к 200 °С.

Полученные научные результаты при использовании их в промышленных условиях позволят сократить брак по причине недолива при производстве крупных художественных отливок в формы из холодно-твердеющих смесей, а также изготавливать более тонкостенные отливки.

*Работа выполнена в рамках государственной работы «Организация проведения научных исследований» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014—2016 гг. (задание № 2014/113).*

## Литература

1. Han Q.Y., Xu H.B. Fluidity of alloys under high pressure die casting conditions // Scripta Mater. 2005. No. 53. P. 7—10.
2. Sweatman K., Nishimura T. The Fluidity of the Ni-Modified Sn-Cu Eutectic Lead Free Solder // Presented at IPC Printed Circuits Expo, APEX and the Designers Summit. Osaka, Japan, 2006. P. 1—6.
3. Hua Q., Gao D., Zhang H., Zhai Q. Influence of alloy elements and pouring temperature on the fluidity of cast magnesium alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2007. Vol. 444. P. 69—74.

4. *Никитин К.В., Тимошкин И.Ю., Волостнов А.В.* Наследственное влияние модифицирования на затвердевание силуминов, определенное методом вакуумного всасывания // *Литейщик России*. 2009. No. 7. С. 29—32.
5. *Akhaze M.N.* Comparative Studies of the Fluidity of Some Selected Non-Ferrous Metals and Alloys // *J. Energy Technol. Policy*. 2012. Vol. 2. No. 5. P. 15—19.
6. *Sabatino M. Di., Syvertsen F., Arnberg L., Nordmark A.* An Improved method for Fluidity measurement by Gravity Casting of Spirals in sand moulds // *Norway Inter. J. Cast Metals Research*. 2005. No. 18. P. 59—62.
7. *Beeley P.R.* Foundry Technology. London: Butterworth & Co. Ltd., 2001.
8. *Герасимов С.П., Чурсин В.М.* Технология, теплотехника и автоматизация металлургического производства // *Тр. МВМИ*. 1971. No. 12. С. 121—123.
9. *Чурсин В.М.* Плавка медных сплавов. М.: Металлургия, 1982.
10. *Miettinen J.* Thermodynamic description of the Cu—Si—Zn system in the copper-rich corner // *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2007. No. 31. P. 422—427.
11. *Лякишева Н.П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3 т. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2.
12. *Davis J.R.* Asm Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys. Hardcover: ASM International, 2001.
13. *Borggren U., Selleby M.* A Thermodynamic Database for Special Brass // *J. Phase Equilibria*. 2003. Vol. 24. No. 2. P. 110—121.
14. *Doostmohammadi H., Moridshahi H.* Effects of Si on the microstructure, ordering transformation and properties of the Cu<sub>60</sub>Zn<sub>40</sub> alloy // *J. Alloys Comp.* 2015. Vol. 640. P. 401—407.
15. *Осунцев О.Е., Федоров В.Н.* Медь и медные сплавы, отечественные и зарубежные марки: Справочник. М.: Машиностроение, 2004.
16. *Урвачев В.П., Кочетков В.В., Горина Н.Б.* Ювелирное и художественное литье по выплавляемым моделям сплавов меди. Челябинск: Металлургия, 1991.
3. *Hua Q., Gao D., Zhang H., Zhai Q.* Influence of alloy elements and pouring temperature on the fluidity of cast magnesium alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2007. Vol. 444. P. 69—74.
4. *Nikitin K.V., Timoshkin I.Yu., Volostnov A.V.* Nasledstvennoe vliyanie modifitsirovaniya na zatverdevanie siluminov, opredelennoe metodom vakuumnogo vsasyvaniya [The hereditary effect of the modification on the solidification silumins determined by vacuum suction]. *Liteishchik Rossii*. 2009. No. 7. P. 29—32.
5. *Akhaze M.N.* Comparative Studies of the Fluidity of Some Selected Non-Ferrous Metals and Alloys. *J. Energy Technol. Policy*. 2012. Vol. 2. No. 5. P. 15—19.
6. *Sabatino M. Di., Syvertsen F., Arnberg L., Nordmark A.* An Improved method for Fluidity measurement by Gravity Casting of Spirals in sand moulds. *Norway Inter. J. Cast Metals Research*. 2005. No. 18. P. 59—62.
7. *Beeley P.R.* Foundry Technology. London: Butterworth & Co. Ltd., 2001.
8. *Gerasimov S.P., Chursin V.M.* Tekhnologiya, teplotekhnika i avtomatizatsiya metallurgicheskogo proizvodstva [Technology, thermotechnics and automation of metallurgical production]. *Trudy Moskovskogo vechernego metallurgicheskogo instituta*. 1971. No. 12. P. 121—123.
9. *Chursin V.M.* Plavka mednykh splovov [Melting of copper alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
10. *Miettinen J.* Thermodynamic description of the Cu—Si—Zn system in the copper-rich corner. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2007. No. 31. P. 422—427.
11. *Lyakisheva N.P.* Diagrammy sostoyaniya dvoynikh metallicheskikh sistem: Spravochnik [The phase diagrams of binary metallic systems: Handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 1997. Vol. 2.
12. *Davis J.R.* Asm Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys. Hardcover: ASM International, 2001.
13. *Borggren U., Selleby M.* A Thermodynamic Database for Special Brass. *J. Phase Equilibria*. 2003. Vol. 24. No. 2. P. 110—121.
14. *Doostmohammadi H., Moridshahi H.* Effects of Si on the microstructure, ordering transformation and properties of the Cu<sub>60</sub>Zn<sub>40</sub> alloy. *J. Alloys Comp.* 2015. Vol. 640. P. 401—407.
15. *Osintsev O.E., Fedorov V.N.* Med' i mednye splavy otechestvennye i zarubezhnye marki: Spravochnik [Copper and copper alloys domestic and foreign grade: Handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 2004.
16. *Urvachev V.P., Kochetkov V.V., Gorina N.B.* Yuvelirnoe i khudozhestvennoe lit'e po vyplavlyаемым modelyam splovov medi [Jewelry and art investment casting copper alloys]. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1991.

## References

1. *Han Q.Y., Xu H.B.* Fluidity of alloys under high pressure die casting conditions. *Scripta Mater.* 2005. No. 53. P. 7—10.
2. *Sweatman K., Nishimura T.* The Fluidity of the Ni-Modified Sn-Cu Eutectic Lead Free Solder. In: *Presented at IPC Printed Circuits Expo, APEX and the Desidners Summit*. Osaka, Japan, 2006. P. 1—6.

# ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ СЛИТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ГРАДИЕНТНЫМ НАГРЕВОМ

© 2016 г. Ю.Э. Плешивцева, А.А. Афиногентов

Самарский государственный технический университет (СамГТУ), г. Самара

Статья поступила в редакцию 08.05.14 г., доработана 02.11.14 г., подписана в печать 16.11.14 г.

Исследован процесс прессования предварительно нагретых заготовок из алюминиевых сплавов на гидравлических прессах технологического комплекса «нагрев – обработка давлением». Стадия нагрева реализуется в многосекционном индукторе, обеспечивающем заданный перепад температуры по длине заготовки. Для создания наиболее благоприятных условий изотермического прессования сформулирована и решена специальная задача параметрической оптимизации процесса прессования на максимум точности приближения температуры в фильере матрицы к ее максимально допустимой согласно технологическим требованиям величине. В качестве управляющего воздействия на стадии прессования рассматривается температурное состояние заготовки после ее загрузки в контейнер пресса. Для решения задачи применяется специальный альтернативный метод оптимизации систем с распределенными параметрами, который реализуется на базе разработанных математических моделей температурных полей заготовки на стадиях нагрева и прессования.

**Ключевые слова:** производственный комплекс, градиентный индукционный нагрев, изотермическое прессование, параметрическая оптимизация, альтернативный метод, система с распределенными параметрами.

**Плешивцева Ю.Э.** – докт. техн. наук, профессор кафедры управления и системного анализа теплоэнергетических и социотехнических комплексов СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). E-mail: yulia\_pl@mail.ru.

**Афиногентов А.А.** – канд. техн. наук, доцент кафедры трубопроводного транспорта СамГТУ. E-mail: pondex@yandex.ru.

**Для цитирования:** Плешивцева Ю.Э., Афиногентов А.А. Оптимизация процесса изотермического прессования слитков из алюминиевых сплавов с предварительным градиентным нагревом // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 49–57. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-49-57.

*Pleshivtseva Yu.E., Afinogentov A.A.*

## Optimization of isothermal extrusion of aluminum alloy billets with gradient preheating

The study covers extrusion of preheated aluminum-alloy billets at hydraulic presses within the «heating – metal forming» production complex. Billets are preheated in a multi-section induction heater ensuring a predetermined temperature difference along the billet length. To provide the most favorable conditions for isothermal extrusion, a special task of parametric optimization of the forming process was formulated and solved to a maximum accuracy for the die temperature approaching its maximum permissible value specified by process requirements. The billet state as regards its temperature after loading into the press container was considered as a control parameter at the forming stage. The study used a special alternance method designed to optimize distributed parameter systems. This method is based on mathematical models developed for billet temperature fields at the heating and forming stages.

**Keywords:** production complex, gradient induction heating, isothermal extrusion, parametric optimization, alternance method, distributed parameter system.

**Pleshivtseva Yu.E.** – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Department of control and system analysis in heat and power engineering, Samara State Technical University (SamSTU) (Russia, 443100, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244). E-mail: yulia\_pl@mail.ru.

**Afinogentov A.A.** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Pipeline Transport, SamSTU. E-mail: pondex@yandex.ru.

**Citation:** Pleshivtseva Yu.E., Afinogentov A.A. Optimizatsiya protsessa izotermicheskogo pressovaniya slitkov iz alyuminievyykh splavov s predvaritel'nyim gradientnym nagrevom. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 49–57. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-49-57.

## Введение

Обработка металлов давлением широко представлена в промышленности разнообразными технологиями прессования, прокатки,ковки,штамповки и другими операциями, в которых металл подвергается пластической деформации после предварительного нагрева. Прессование являет-

ся одним из наиболее распространенных и часто незаменимых способов получения металлических полуфабрикатов различной геометрической формы в ведущих отраслях промышленности [1–5].

В различных промышленных технологиях перед обработкой металлов давлением (ОМД) ши-

роко используется индукционный нагрев [6]. Эффективное управление и оптимизация сложных и энергоемких процессов индукционного нагрева металла (ПИНМ) и его последующей пластической деформации неразрывно связаны с развитием ключевых отраслей современной промышленности [7, 8].

Актуальные задачи моделирования и оптимизации взаимосвязанных электромагнитных, температурных и деформационных полей, занимающие одно из центральных мест в современных прикладных научных исследованиях, до недавнего времени решались независимо друг от друга и отдельно для ПИНМ и пластической деформации [6–9].

Основная цель данной работы — показать возможность применения современных методов моделирования и прикладной теории оптимального управления для совместной оптимизации установившихся режимов работы производственного комплекса ОМД на примере широко распространенной технологии прессования на горизонтальных гидравлических прессах предварительно нагретых в индукционных печах заготовок цилиндрической формы для получения изделий из алюминиевых сплавов [7, 8, 10].

## Математические модели управляемых процессов

Производственный комплекс «индукционный нагрев—прессование», представляющий совокупность процессов тепловой обработки заготовок на всех стадиях технологического цикла, включая нагрев в индукторе, передачу нагретой заготовки к прессу и процесс прессования (рис. 1), является объектом с распределенными параметрами [7, 10, 11].

Ввиду определяющей роли температурного фактора изменяющееся во времени температурное распределение по объему заготовки можно рас-

сматривать как управляемую функцию состояния объекта, для моделирования которой был разработан ряд проблемно-ориентированных на использование в оптимизационных процедурах численно-аналитических моделей различного уровня сложности.

Температурное распределение  $T_1(r, l, t)$  по объему цилиндрической заготовки радиусом  $R$  и длиной  $L$ , изменяющееся во времени  $t \in [0, t_1^0]$  по радиальной  $r$  и продольной  $l$  координатам в ПИНМ длительностью  $t_1^0$ , может быть описано взаимосвязанной нелинейной системой уравнений Максвелла и Фурье с соответствующими краевыми условиями [10–13]. На стадии транспортирования к прессу длительностью  $\Delta_T$  температурное поле заготовки  $T_2(r, l, t)$ ,  $t \in [t_1^0, t_1^0 + \Delta_T]$  описывается уравнением Фурье при отсутствии источников тепла с граничными условиями, учитывающими существенные тепловые потери в окружающую среду.

Для моделирования стадий нагрева и транспортирования разработаны двумерные нелинейные численно-аналитические электротепловые модели. Анализ взаимосвязанных электромагнитных и тепловых полей в ПИНМ реализован на базе универсального программного пакета ANSYS [14–16].

Расчет температурного поля  $T_3(r, l, t)$  в процессе прессования при  $t \in [t_1^0 + \Delta_T, t_2^0]$  представляет собой нетривиальную задачу. Основные трудности связаны с необходимостью решения задачи механики сплошных сред для оценки поля скоростей потока металла и пространственного распределения источников тепла, определяемых энергией пластического формоизменения деформируемого металла в процессе прессования. В работах [7, 8, 13] предложен упрощенный подход, основанный на известной гипотезе сферических сечений, согласно которой в пределах обжимающей части пластической зоны (ОЧПЗ), границы которой определяются радиусом слитка  $R$ , радиусом пресс-изделия  $R_k$  и углом  $\alpha > 0$ , учитывающим существование упругой зоны при прессовании, скорости течения металла  $V_c$  постоянны на концентрических сферах радиусом  $R_c$  с центром в т.  $O_1$  и направлены к этой точке (рис. 2).

Это позволяет в условиях осесимметричной деформации при постоянной скорости прессования  $V_p$  получить достаточно простые аналитические зависимости для описания радиальной и



Рис. 1. Стадии обработки заготовки в производственном комплексе «индукционный нагрев – прессование»

осевой составляющих  $V_r(r, l, V_p)$ ,  $V_l(r, l, V_p)$  вектора скорости течения прессуемого металла. В пределах упругой зоны с неподвижной массой металла выполняется условие  $V_r = V_l \equiv 0$ , а за ее пределами и вне ОЧПЗ можно принять  $V_l \equiv V_p$ ,  $V_r = 0$  слева от ОЧПЗ и  $V_l = V_p/(R_k/R)^2$ ,  $V_r = 0$  справа от нее, пренебрегая радиальной составляющей скорости течения.

Процесс прессования сопровождается непрерывным перемещением заготовки относительно матрицы пресса, что можно интерпретировать как непрерывное перемещение концентрических сфер, ограничивающих области деформации (рис. 3) [17].

Используя известные зависимости для интенсивности скоростей деформации сдвига  $H$  от компонент тензора скоростей деформации в цилиндрической системе координат, а также линейные аппроксимации зависимости интенсивности касательных напряжений от температуры, может быть получена функция  $W^*(r, l, V_r, V_l, V_p)$  пространственного распределения внутренних источников тепла, обусловленных энергией пластического формоизменения металла [7, 8, 13]. Тогда температурное поле  $T_3(r, l, t)$  в процессе прессования  $t \in [t_1^0 + \Delta_T, t_2^0]$  описывается двумерным нестационарным уравнением теплопроводности в цилиндрических координатах:

$$\frac{\partial T_3(r, l, t)}{\partial t} = a \left[ \frac{\partial^2 T_3(r, l, t)}{\partial r^2} + \frac{\partial^2 T_3(r, l, t)}{\partial l^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_3(r, l, t)}{\partial r} \right] - V_r(r, l, V_p) \frac{\partial T_3(r, l, t)}{\partial r} - V_l(r, l, V_p) \frac{\partial T_3(r, l, t)}{\partial l} + \frac{W^*(r, l, V_r, V_l, V_p)}{c\gamma}, \quad (1)$$

где  $a$  — усредненное значение коэффициента теплопроводности материала заготовки;  $c$  и  $\gamma$  — коэффициент теплоемкости и плотность.

Решение уравнения (1), дополненного следующими граничными условиями:

$$\begin{aligned} \frac{\partial T_3(r, l, t)}{\partial r} &= Bi [T_c^0 - T_3(R, l, t)] + q(l, V_p), \\ \frac{\partial T_3(0, l, t)}{\partial r} &= 0, \\ \frac{\partial T_3(r, L, t)}{\partial l} &= Bi_1 [T_{cl}^0 - T_3(r, L, t)], \\ -\frac{\partial T_3(r, 0, t)}{\partial l} &= Bi_0 [T_{c0}^0 - T_3(r, 0, t)], \end{aligned} \quad (2)$$

где  $Bi$ ,  $Bi_0$ ,  $Bi_1$  и  $T_c^0$ ,  $T_{cl}^0$ ,  $T_{c0}^0$  — соответственно значения критерия Био и эквивалентной температуры

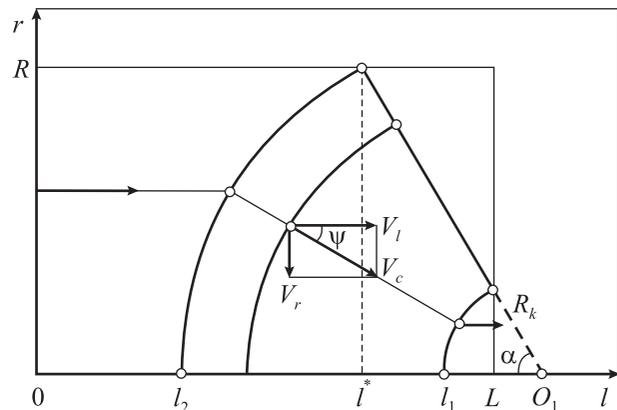


Рис. 2. Схема определения поля скоростей течения прессуемого металла

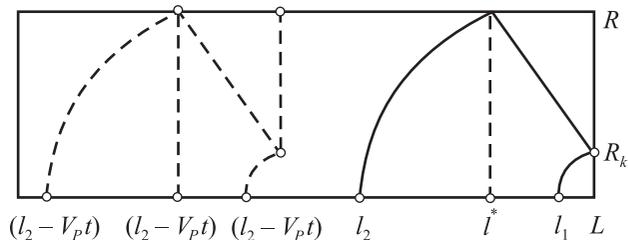


Рис. 3. Изменение положения областей деформации в процессе прессования металла

окружающей среды для оценки тепловых потерь с поверхности заготовки,  $q(l, VP)$  — тепловой поток контактного трения при прямом прессовании, а также дополненного соответствующими начальными условиями, замыкает процедуру численно-аналитического моделирования процесса прессования.

Численная модель температурного поля заготовки в ходе прессования может быть реализована средствами специализированного пакета программ LS-DYNA на базе метода конечных элементов [17], который интегрирован в систему ANSYS, что позволяет использовать последнюю в качестве пре- и постпроцессора, а также осуществлять интеграцию с задачей моделирования температурного поля заготовки в ПИНМ. Некоторые результаты моделирования процесса прессования в сравнении с экспериментальными данными представлены на рис. 4 и 5.

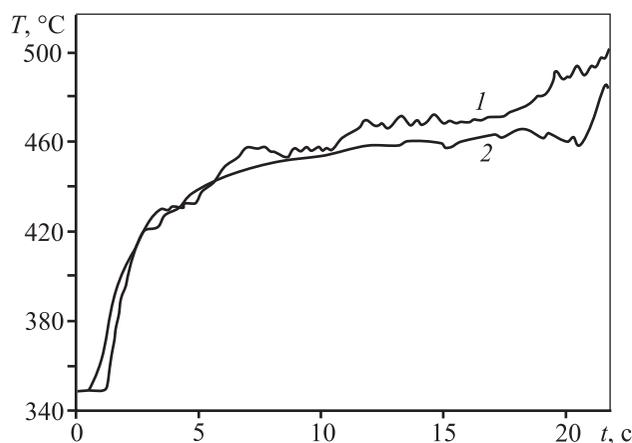
Описанные численно-аналитические модели в совокупности представляют математическую модель технологического комплекса «нагрев — прессование», существенной особенностью которого является последовательная смена во времени периодов функционирования его отдельных этапов. Основные взаимосвязи между стадиями нагрева,

транспортирования и прессования определяются следующими начальными условиями:

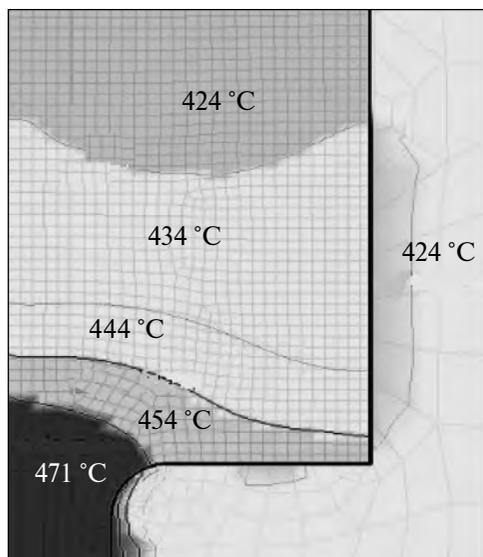
$$\begin{aligned} T_1(r, l, t_1^0) &= T_2(r, l, t_1^0), \\ T_3(r, l, t_1^0 + \Delta_T) &= T_2(r, l, t_1^0 + \Delta_T), \end{aligned} \quad (3)$$

согласно которым температурное состояние объекта в начале последующей стадии совпадает с его температурным состоянием в конце предыдущей стадии на границах  $t = t_1^0$  и  $t = t_1^0 + \Delta_T$  перехода от одной стадии технологического цикла к другой.

При этом время транспортирования  $\Delta_T$  считается известным и фиксированным. Вопрос выбора



**Рис. 4.** Изменение выходной температуры при прессовании со скоростью 1 мм/с прутка из сплава Д16 диаметром 20 мм из контейнера диаметром 150 мм [17]  
1 – модель LS-Дуна; 2 – экспериментальные данные



**Рис. 5.** Изотермы температурного поля при прессовании прутка из алюминиевого сплава Д16 (модель LS-Дуна [17])

его оптимальной величины представляет самостоятельную задачу, рассмотренную в работах [7, 18].

Разработанные численно-аналитические модели взаимосвязанных электромагнитных, температурных и деформационных полей использовались как отдельно, так и совместно на различных этапах проведенных исследований в зависимости от их целей. На этапе качественного анализа проблем моделирования и оптимизации применялись упрощенные численно-аналитические модели, которые предоставляют максимальные возможности для изучения общих закономерностей и нахождения приближенных количественных оценок оптимальных процессов. При этом требуемая точность описания температурных состояний на последующих этапах решения задач оптимизации обеспечивалась при моделировании распределений температуры по объему цилиндрической заготовки с помощью значительно более сложных и ресурсоемких двумерных численных моделей.

### Постановка задачи оптимизации стадии прессования

Рассмотрим задачу оптимизации процесса прессования для наиболее типичного случая, когда скорость прессования неизменна на протяжении всего процесса:  $V_p = \text{const}$ . В этих условиях максимально возможная производительность технологического комплекса «индукционный нагреватель — пресс» определяется силовыми возможностями деформирующего оборудования, прочностью инструмента, температурным интервалом пластичности прессуемого металла и другими факторами, позволяющими осуществить прессование лишь в определенной области  $\Omega$  начальных температурных состояний:

$$T_3(r, l, t_1^0 + \Delta_T) \in \Omega. \quad (4)$$

Поведение температурного поля  $T_3(r, l, t)$  в процессе прессования ограничивается заданным допустимым пределом максимальной температуры пластической зоны ( $T_{3кр}$ ), которая достигается в фильтре матрицы  $T_3(r_\phi, l_\phi, t)$ , т.е. в точке с координатами  $(r = r_\phi, l = l_\phi)$ :

$$T_{3\phi}(t) = \max_{t \in [t_1^0 + \Delta_T, t_2^0]} T_3(r_\phi, l_\phi, t) \leq T_{3кр}. \quad (5)$$

Поскольку наиболее благоприятный режим прессования реализуется при условии  $T_3(r_\phi, l_\phi, t) = T_{3кр}$ , задача оптимизации может быть сформу-

лирована как задача максимального приближения к режиму изотермического прессования, который имеет место, когда температура в фильере матрицы поддерживается на максимально допустимом уровне  $T_{3кр}$  [7, 8, 14]. Величина  $T_{3кр}$  задается технологическими требованиями и обеспечивает необходимое качество структуры материала пресс-изделий и энергетических характеристик прессового оборудования.

Для обеспечения наибольшей точности поддержания температуры в фильере матрицы  $T_3(r_\phi, l_\phi, t)$  на уровне  $T_{3кр}$  рассмотрим в качестве критерия оптимизации абсолютную точность приближения  $T_3(r_\phi, l_\phi, t)$  в каждый момент процесса прессования  $t \in [t_1^0 + \Delta_T, t_2^0]$  к требуемой температуре  $T_{3кр}$ . Поскольку при  $V_p = \text{const}$  основным фактором, влияющим на рост температуры в фильере матрицы, является начальное температурное распределение перед процессом прессования  $T_3(r, l, t_1^0 + \Delta_T)$ , его можно рассматривать как искомое управляющее воздействие, стесненное ограничением (4), что позволяет записать критерий оптимальности в виде

$$I = \max_{t \in [t_1^0 + \Delta_T, t_2^0]} |T_3(r_\phi, l_\phi, t) - T_{3кр}| \rightarrow \min_{T_3(r, l, t_1^0 + \Delta_T) \in \Omega} \quad (6)$$

### Решение задачи оптимизации стадии прессования

В пренебрежении радиальной неравномерностью начального температурного состояния используем  $\Lambda^{(S)}$ -параметризованное представление управляющего воздействия в форме кусочно-линейной функции, описывающей требуемый характер распределения температуры по длине слитка при его градиентном нагреве, который обеспечивает достаточно малую величину критерия (6) [14, 15]:

$$T_3(r, l, t_1^0 + \Delta_T) = T_3^0(l, \Lambda^{(S)}, t_1^0 + \Delta_T) = \begin{cases} T_{02} + \frac{(T_{01} - T_{02})l}{l_{01}}, & 0 < l \leq l_{01}, \\ T_{02} + \frac{(T_{00} - T_{01})(l - l_{01})}{L - l_{01}}, & l_{01} < l \leq L, \end{cases} \quad (7)$$

где  $\Lambda^{(S)} = (\Delta_i)$ ,  $i = \overline{1, S}$ ,  $2 \leq S \leq 4$ :  $\Delta_1 = T_{00}$ ;  $\Delta_2 = T_{01}$ ;  $\Delta_3 = T_{02}$ ;  $\Delta_4 = l_{01}$ .

Таким образом, вектор оптимизируемых параметров  $\Lambda^{(S)}$  включает значения температур  $T_{00}$ ,  $T_{02}$  на концах заготовки и температуру  $T_{01}$  в точке с координатой  $l_{01}$ . В зависимости от числа  $S$  искомых параметров вектора  $\Lambda^{(S)}$  рассматриваются двух-,

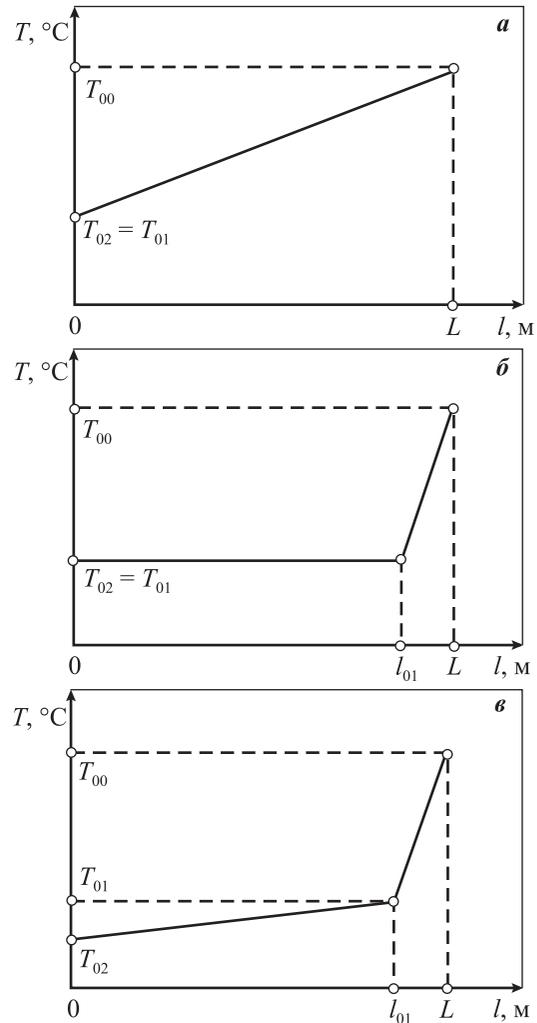


Рис. 6. Различные варианты параметризованного представления температурных профилей заготовки перед прессованием

- a** –  $S = 2$ ,  $T_{02} = T_{01}$ ,  $l_{01} = L$
- б** –  $S = 2$  при  $T_{01} = T_{02}$ ,  $l_{01} = \text{const}$  или  $S = 3$  при  $T_{01} = T_{02}$ ,  $l_{01} \leq L$
- в** –  $S = 3$  при  $l_{01} = \text{const}$  или  $S = 4$  при  $l_{01} \leq L$

трех- и четырехпараметрические задачи оптимизации с соответствующими векторами оптимизируемых параметров температурных профилей перед прессованием (рис. 6).

В результате без каких-либо погрешностей, в рамках используемых моделей, осуществляется точная редукция исходной задачи на минимум функционала (6) к задаче математического программирования на поиск экстремума критерия оптимальности следующего вида:

$$I(\Lambda^{(S)}) = \max_{t \in [t_1^0 + \Delta_T, t_2^0]} |T_3(r_\phi, l_\phi, t, \Lambda^{(S)}) - T_{3кр}| \rightarrow \min, \quad (8)$$

которая представляет собой задачу поддержания изотермического режима прессования за счет начально-

го положительного перепада температуры по длине слитка в направлении прессования, достижимого с применением технологии градиентного нагрева на предварительной стадии термообработки.

Градиентный нагрев заготовок можно реализовать в многосекционной индукционной нагревательной установке (ИНУ) периодического действия (рис. 7) с управляющими воздействиями по мощности тепловыделения на различных участках по длине слитка [14, 15], каждое из которых в общем случае реализуется в форме соответствующей оптимальной программы его изменения во времени.

Задача (8) может быть решена на основе установленных альтернативных свойств зависимости температуры в фильере матрицы от времени в оптимальном процессе прессования с постоянной скоростью [14, 15]. Согласно этим свойствам число  $K_\tau$  точек максимальных отклонений  $\varepsilon$  температуры в фильере матрицы  $T_3(r_\phi, l_\phi, t)$  от  $T_{3кр}$  в моменты времени  $\tau_j^0, j = 1, K_\tau$  оптимального процесса прессования должно быть не меньше числа  $S$  искомых параметров вектора  $\Delta^{(S)}$ , а в случае, когда выполняется условие [19, 20]

$$I(\Delta^{(S)}) = \varepsilon_{\min}^{(S)}, \quad (9)$$

где  $\varepsilon_{\min}^{(S)}$  — минимально возможное отклонение, достижимое в классе  $\Delta^{(S)}$ -параметризованных управляющих воздействий, имеет место строгое равенство

$$K_\tau = S + 1. \quad (10)$$

При этом максимально допустимые отклонения  $T_3(r_\phi, l_\phi, t) - T_{3кр}$  являются знакоперевающими, т.е. достигаются последовательно в моменты времени  $\tau_j^0, j = 1, K_\tau, t_1^0 + \Delta_T \leq \tau_1^0 < \tau_2^0 < \dots < \tau_{K_\tau}^0 \leq t_1^0 + \Delta_T + t_2^0$  с противоположными знаками, а ми-

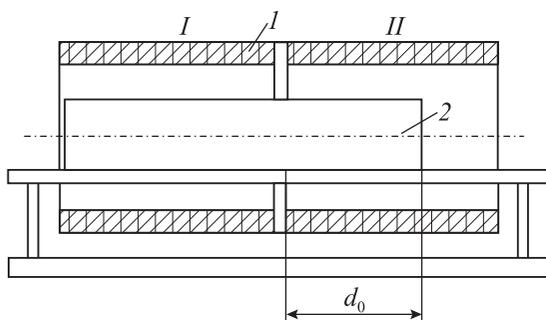


Рис. 7. Двухсекционная индукционная нагревательная установка

$I$  – секция индуктора,  $2$  – металлическая заготовка  
 $d_0$  – величина заглубления заготовки в секцию  $II$

нимально достижимые в классе  $S$ -параметризованных управлений значения  $\varepsilon = \varepsilon_{\min}^{(S)}$  монотонно убывают с возрастанием  $S \in \{1, \eta\}$  и образуют последовательность неравенств вида [7, 19, 20]

$$\varepsilon_{\min}^{(1)} > \varepsilon_{\min}^{(2)} > \dots > \varepsilon_{\min}^{(S)} > \varepsilon_{\min}^{(S+1)} > \dots > \varepsilon_{\min}^{(\eta)} = \varepsilon_{\inf} \geq 0. \quad (11)$$

Данные факты позволяют записать систему уравнений для поиска вектора  $\Delta_{\text{opt}}^{(S)} = (\Delta_1^0, \Delta_3^0, \dots, \Delta_S^0)$  оптимальных параметров температурного распределения  $T_3^0(l, \Delta^{(S)}, t_1^0 + \Delta_T)$  перед процессом прессования следующим образом:

$$\begin{cases} T_3(r_\phi, l_\phi, \tau_j^0, \Delta_{\text{opt}}^{(S)}) - T_{3кр} = (-1)^j \psi \varepsilon, j = 1, 2, \dots, K_\tau, \\ \frac{\partial (T_{3\phi}(r_\phi, l_\phi, \tau_j^0, \Delta_{\text{opt}}^{(S)}) - T_{3кр})}{\partial t} = 0, \\ t_1^0 + \Delta_T \leq \tau_1^0 < \tau_2^0 < \dots < \tau_{K_\tau}^0 \leq t_1^0 + \Delta_T + t_2^0, \\ K_\tau = \begin{cases} S, & \text{если } \varepsilon_{\min}^{(S)} < \varepsilon < \varepsilon_{\min}^{(S-1)}, \\ S + 1, & \text{если } \varepsilon = \varepsilon_{\min}^{(S)}. \end{cases} \end{cases} \quad (12)$$

Здесь коэффициент  $\psi = \pm 1$  учитывает два возможных варианта по знаку отклонений в каждый момент времени  $\tau_j^0, j = 1, K_\tau$ .

Некоторые результаты расчета оптимальных процессов прессования алюминиевых заготовок получены для следующих исходных данных:  $V_p = 450$  мм/мин, диаметр заготовки — 250 мм, длина заготовки — 430 мм,  $T_{3кр}^* = 400$  °С. Зависимости  $T_{3\phi}(r_\phi, l_\phi, \tau_j^0, \Delta^{(S)})$  в системе уравнений (12) рассчитывались с помощью описанных выше взаимосвязанных численно-аналитических моделей многостадийного процесса ОМД.

На рис. 8 представлены оптимальные параметры кусочно-линейных аппроксимаций температурных профилей по длине заготовки перед процессами изотермического прессования для  $S = 2, 4$  и временные зависимости  $T_3(r_\phi, l_\phi, t)$  в соответствующих оптимальных процессах прессования. Анализ полученных результатов показывает, что в каждый момент процесса прессования максимальное отклонение температуры в фильере матрицы от предельного уровня  $T_{3кр}^*$  не превышает 20 °С при  $S = 2$  и убывает до 2,2 °С при  $S = 4$ , что удовлетворяет даже достаточно жестким технологическим требованиям.

## Заключение

В работе изложены подходы к построению проблемно-ориентированных математических мо-

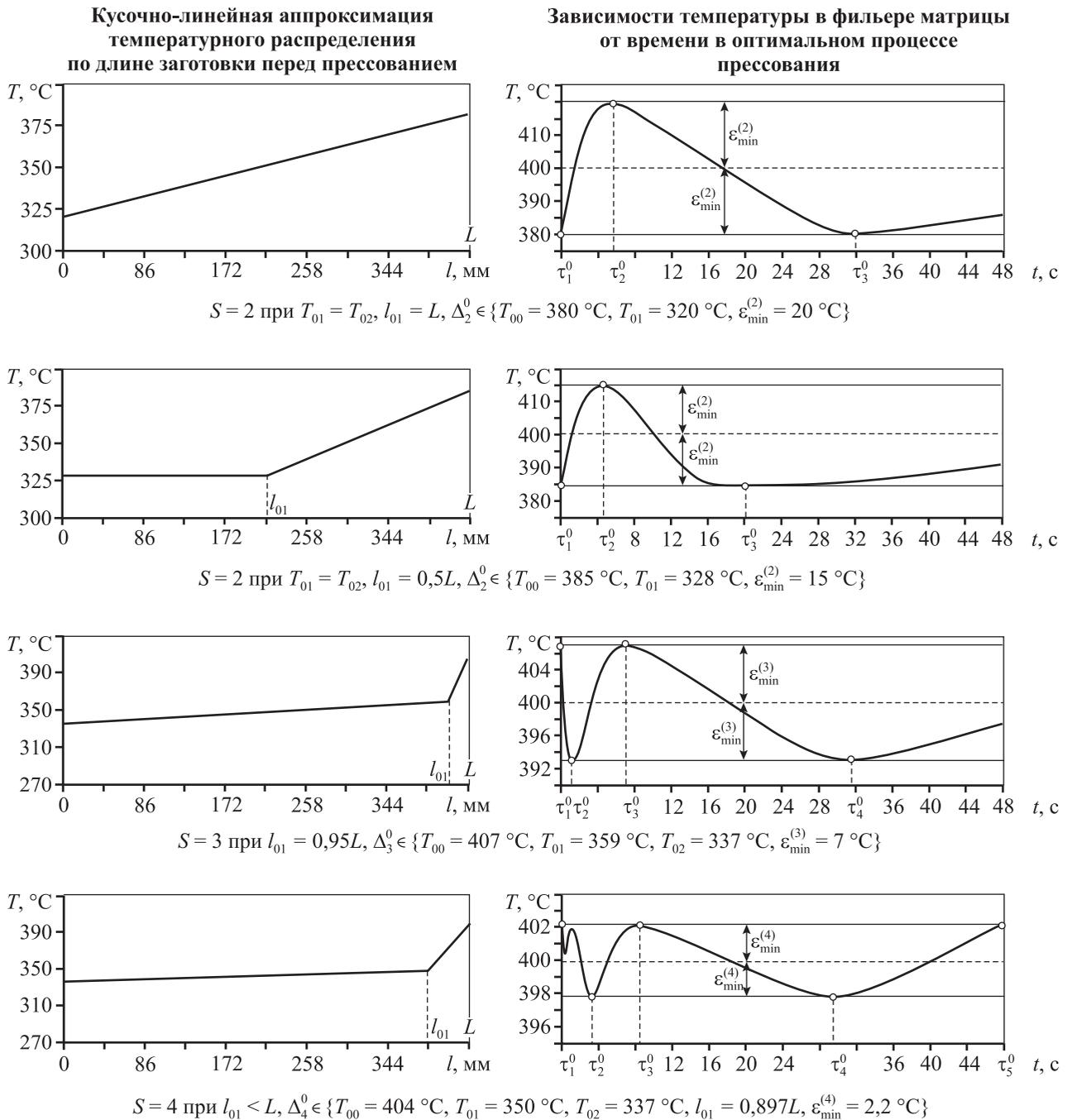


Рис. 8. Результаты оптимизации процессов прессования

делей взаимосвязанных электромагнитных, температурных и деформационных полей в технологическом комплексе «индукционный нагрев — прессование».

На базе разработанных численно-аналитических моделей различного уровня сложности решена задача оптимизации процесса изотермического прессования с постоянной скоростью алюминиевых заготовок цилиндрической формы, в

которой в качестве управляющего воздействия рассматривается параметризованное температурное распределение по объему заготовки перед процессом прессования. Полученные результаты показывают, что начальный положительный перепад температур по длине заготовки в направлении прессования, который можно обеспечить в условиях градиентного нагрева, позволяет во всех рассмотренных случаях обеспечить максимальное

приближение к наиболее благоприятному режиму изотермического прессования, имеющему место в случае поддержания температура в фильере матрицы на максимально допустимом уровне.

*Работа финансирована Минобрнауки РФ (базовая часть госзадания, проект № 1436).*

## Литература

1. *Ping Hu, Ning Ma, Li-zhong Liu, Yi-guo Zhu.* Methods and Numerical Technology of Sheet Metal Cold and Hot Forming. Analysis, Simulation and Engineering. London: Springer, 2012.
2. *Nusheh M., Ahuett H.G., Arrambide A.* (Eds.) Recent Researches in Metallurgical Engineering: From Extraction to Forming. Rijeka: InTech, 2012.
3. *McQueen H.J., Spigarelli S., Kassner M.E., Evangelista E.* Hot deformation and Processing of Aluminum Alloys. Boca Raton: CRC Press, 2011.
4. *Totten G., MacKenzie D.* Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes. New York: Marcel Dekker Ltd., 2003.
5. *Гун Г.* Теоретические основы обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1980.
6. *Rudnev V.I., Loveless D., Cook R., Black M.* Handbook of induction heating. Boca Raton: CRC Press, 2003.
7. *Rapoport E., Pleshivtseva Yu.* Optimal Control of Induction Heating Processes. Boca Raton, London, New York: CRC Press, Taylor & Francis Group., 2007.
8. *Panonopt Э.* Оптимизация процессов индукционного нагрева металла. М.: Металлургия, 1993.
9. *Totten G.E., Lin X., Funatani K.* Modeling and Simulation for Material Selection and Mechanical Design. Boca Raton: CRC Press, 2003.
10. *Rapoport E., Pleshivtseva Y.* Optimal control of induction heating of metals prior to warm and hot forming // ASM Handbook series. Vol. 4C.: Induction Heating and Heat Treatment. Materials Park, ASM International, 2014. P. 915—991.
11. *Pleshivtseva Yu., Rapoport E., Afinogentov A., Shemyakin Yu., Nacke B., Nikanorov A.* Application of optimal control theory for optimization of metal hot forming lines with induction pre-heating // Proc. Int. Symp. Heating by Electromagnetic Sources (HES-10). Padua, Italy, 2010. P. 557—564.
12. *Panonopt Э.Я.* Оптимизация режимов нагрева и прессования металла в технологическом комплексе «печь—пресс» // Физика и химия обработки материалов. 1985. No. 3. С. 66—73.
13. *Panonopt Э.Я.* Математическое моделирование температурных полей деформируемого металла в про-

цессе прессования // Физика и химия обработки материалов. 1980. No. 1. С. 29—39.

14. *Плешивцева Ю.Э., Афиногентов А.А.* Оптимальное управление энерготехнологическими процессами в производственных комплексах // Изв. вузов. Электромеханика. 2008. No. 3. С. 51—55.
15. *Афиногентов А.А.* Моделирование процесса деформации металлических заготовок цилиндрической формы // Вестник СамГТУ. Сер. Физ.- мат. науки. 2007. No. 2(15). С. 170—172.
16. *Плешивцева Ю.Э., Афиногентов А.А., Коршиков С.Е.* Параметрическая оптимизация температурного профиля нагреваемой заготовки перед прессованием // Вестник СамГТУ. Сер. Технические науки. 2010. No. 2(26). С. 196—203.
17. *Шемякин Ю.В.* Разработка численной модели процесса прессования цилиндрических заготовок из алюминиевого сплава с целью использования в оптимизационных процедурах // Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук. 2013. No. 10. С. 62—65.
18. *Pleshivtseva Yu.* Transportation” problem of time-optimal heating // Int. J. Materials and Product Technology. 2007. Vol. 29. No. 1/4. P. 137—148.
19. *Rapoport E.Ya., Pleshivtseva Yu.E.* Optimal Control of Nonlinear Objects of Engineering Thermophysics // Optoelectronics, Instrumentation and Data Processing. 2012. Vol. 48. No. 5. P. 429—437; Рапопорт Э.Я., Плешивцева Ю.Э. Оптимальное управление нелинейными объектами технологической теплофизики // Автометрия. 2012. Т. 48. No. 5. С. 3—13.
20. *Rapoport E.Y.* Minimax optimization of stationary states in systems with distributed parameters // J. Comput. Syst. Sci. Int. 2013. Vol. 52. No. 2. P. 165—179; *Panonopt Э.Я.* Минимаксная оптимизация стационарных состояний в системах с распределенными параметрами // Изв. РАН. Теория и системы управления. 2013. No. 2. С. 3—18.

## References

1. *Ping Hu, Ning Ma, Li-zhong Liu, Yi-guo Zhu.* Methods and Numerical Technology of Sheet Metal Cold and Hot Forming. Analysis, Simulation and Engineering. London: Springer, 2013.
2. *Nusheh M., Ahuett H.G., Arrambide A.* (Eds.) Recent Researches in Metallurgical Engineering: From Extraction to Forming. Rijeka: InTech, 2012.
3. *McQueen H.J., Spigarelli S., Kassner M.E., Evangelista E.* Hot deformation and Processing of Aluminum Alloys. Boca Raton: CRC Press, 2011.

4. *Totten G., MacKenzie D.* Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes. New York: Marcel Dekker Ltd., 2003.
5. *Gun G.* Teoreticheskie osnovy obrabotki metallov davleniem [Theoretical basis of metal forming]. Moscow: Metallurgiya, 1980.
6. *Rudnev V.I., Loveless D., Cook R., Black M.* Handbook of induction heating. Boca Raton: CRC Press, 2003.
7. *Rapoport E., Pleshivtseva Yu.* Optimal Control of Induction Heating Processes. Boca Raton, London, New York: CRC Press, Taylor & Francis Group., 2007.
8. *Rapoport E.* Optimizatsiya protsessov induktsionnogo nagreva metalla [Optimization of induction heating of metal]. Moscow: Metallurgiya, 1993.
9. *Totten G.E., Lin X., Funatani K.* Modeling and Simulation for Material Selection and Mechanical Design. Boca Raton: CRC Press, 2003.
10. *Rapoport E., Pleshivtseva Y.* Optimal control of induction heating of metals prior to warm and hot forming. In: *ASM Handbook series. Vol. 4C: Induction Heating and Heat Treatment.* Materials Park, ASM International, 2014. P. 915–991.
11. *Pleshivtseva Yu., Rapoport E., Afinogentov A., Shemyakin Yu., Nacke B., Nikanorov A.* Application of optimal control theory for optimization of metal hot forming lines with induction pre-heating. *Proc. Int. Symp. Heating by Electromagnetic Sources (HES-10).* Padua, Italy, 2010. P. 557–564.
12. *Rapoport E.Ya.* Optimizatsiya rezhimov nagreva i pressovaniya metalla v tekhnologicheskom komplekse «pech'-press» [Optimisation of metal pre-heating and hot forming modes in «oven-press» production complex]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov.* 1985. No. 3. P. 66–73.
13. *Rapoport E.Ya.* Matematicheskoe modelirovanie temperaturnykh polei deformiruемого metalla v protsesse pressovaniya [Mathematical modeling of deformable metal temperature fields in the forming process]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov.* 1980. No. 1. P. 29–39.
14. *Pleshivtseva Yu.E., Afinogentov A.A.* Optimal'noe upravlenie energotekhnologicheskimi protsessami v proizvodstvennykh kompleksakh [Optimal control of energy-technological processes in production complexes]. *Izv. vuzov. Elektromekhanika.* 2008. No. 3. P. 51–55.
15. *Afinogentov A.A.* Modelirovanie protsessa deformatsii metallicheskih zagotovok tsilindricheskoi formy [Simulation of cylindrical billets hot forming process]. *Vestnik SamGTU. Ser. Fiz.- mat. nauki.* 2007. No. 2(15). P.170–172.
16. *Pleshivtseva Yu.E., Afinogentov A.A., Korshikov S.E.* Parametricheskaya optimizatsiya temperaturnogo profilya nagrevaemoi zagotovki pered pressovaniem [Parametric optimization of temperature distribution within heated billet before pressing process]. *Vestnik SamGTU. Ser. Tekhnicheskie nauki.* 2010. No. 2(26). P.196–203.
17. *Shemyakin Yu.V.* Razrabotka chislennoi modeli protsessa pressovaniya tsilindricheskikh zagotovok iz alyuminievo-go splava s tsel'yu ispol'zovaniia v optimizatsionnykh protsedurakh [Development of a numerical model of the aluminum alloy cylindrical billets forming process to be used in optimization procedures]. *Aktual'nye problemy gumanitarnykh i estestvennykh nauk.* 2013. No. 10. P. 62–65.
18. *Pleshivtseva Yu.* Transportation" problem of time-optimal heating. *Int. J. Materials and Product Technology.* 2007. Vol.29. No.1/4. P. 137–148.
19. *Rapoport E.Ya., Pleshivtseva Yu.E.* Optimal Control of Nonlinear Objects of Engineering Thermophysics. *Optoelectronics, Instrumentation and Data Processing.* 2012. Vol. 48. No. 5. P. 429–437.
20. *Rapoport E.Y.* Minimax optimization of stationary states in systems with distributed parameters. *J. Comput. Syst. Sci. Int.* 2013. Vol. 52. No. 2. P. 165–179.

## СИЛОВЫЕ УСЛОВИЯ ПРЕССОВАНИЯ ЛЕГКОСПЛАВНЫХ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ СО СПИРАЛЬНЫМ ОРЕБРЕНИЕМ

© 2016 г. **А.Е. Афанасьев, В.Р. Каргин, Б.В. Каргин**

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

*Статья поступила в редакцию 10.06.15 г., доработана 20.08.15 г., подписана в печать 27.08.15 г.*

На основе методики И.Л. Перлина, основанной на балансе активных и реактивных сил, предложено уравнение для расчета усилия прессования бурильных труб со спиральным оребрением. Поперечное сечение спиральной трубы представлено в виде гладкой трубы с винтовым расположением волокон металла и внешних спиральных ребер. В формулу добавлена составляющая, учитывающая энергию, затрачиваемую на винтовое движение металла. Показано, что усилие прессования, полученное по модернизированной формуле, на 28 % больше, чем для равновеликой по площади гладкой трубы. Выявлено, что увеличение угла подъема спирали ребер приводит к росту усилия по сравнению с таковым для продольно-оребрённых труб.

*Ключевые слова:* легкосплавная бурильная труба, спиральное оребрение, усилие прессования.

**Афанасьев А.Е.** — аспирант кафедры обработки металлов давлением СГАУ (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34).  
E-mail: alexander.afanasiev@alcoa.com.

**Каргин В.Р.** — докт. техн. наук, профессор той же кафедры. E-mail: vrkargin@mail.ru.

**Каргин Б.В.** — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: kargin163@gmail.com.

**Для цитирования:** *Афанасьев А.Е., Каргин В.Р., Каргин Б.В.* Силовые условия прессования легкосплавных бурильных труб со спиральным оребрением // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 58–63.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-58-63.

*Afanasyev A.E., Kargin V.R., Kargin B.V.*

### **Force conditions for light-alloy spiral-finned drill pipe extrusion**

Following I.L. Perlin's technique based on active and reactive forces balance, the formula was suggested to calculate extrusion force for spiral-finned drill pipes. The spiral pipe cross section was regarded as a smooth tube with a screw arrangement of metal fibers and external spiral fins. A component introducing energy spent for the screw motion of metal was added to the formula. It was shown that the extrusion force obtained by the modified formula is 28 % higher than the same for a smooth pipe of equal area. It was discovered that the increase of fin helix angle leads to the increase of force compared to that of longitudinally finned pipes.

*Keywords:* light-alloy drill pipe, spiral finning, extrusion force.

**Afanasyev A.E.** — Postgraduate of the Department of processing of metals pressure (PMP), Samara State Aerospace University (SSAU). (443086, Russia, Samara, Moskovskoe shosse, 34). E-mail: alexander.afanasiev@alcoa.com.

**Kargin V.R.** — Dr. Sci. (Tech), Prof., Department PMP of SSAU. Tel.: +7 (927) 602-38-86. E-mail: vrkargin@mail.ru.

**Kargin B.V.** — Cand. Sci. (Tech.), Associate Prof., Department PMP of SSAU. E-mail: kargin163@gmail.com.

**Citation:** *Afanasyev A.E., Kargin V.R., Kargin B.V.* Silovye usloviya pressovaniya legkosplavnykh buril'nykh trub so spiral'nyim orebreniem. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2016. No. 2. P. 58–63. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-58-63.

## Введение

Легкосплавные бурильные трубы со спиральным оребрением по наружной поверхности, изготавливаемые методом горячего прессования, находят широкое применение в бурильной технике. Благодаря наличию винтового оребрения они существенно снижают площадь контактного взаимодействия бурильной колонны со стенками скважины, уменьшая тем самым возникновение прихвата. Оребрение также способствует турбулизации потока промывочной жидкости в

призабойной зоне и улучшает ее промывку, что благоприятно сказывается на показателях бурения [1].

Перспективным способом производства труб с наружным спиральным оребрением является прессование с винтовым истечением металла [2–14]. При этом возможны различные технологические варианты. Согласно одному из них [3–5] трубы с наружными винтообразными ребрами можно получить путем прессования в матрицу, попереч-

ное сечение которой имеет сходство с таковым для нарезного ствола оружия. Нарезка сообщает вращательное движение металлу трубы, когда он выходит из матрицы. Матрица и игла остаются неподвижными в ходе процесса. Смазка поверхности иглы позволяет трубе вращаться вокруг нее. В другом варианте для интенсификации закручивания металла заготовки перед входом в винтовые каналы матрицы иглу вращают в направлении, совпадающем с направлением закручивания металла в винтовых каналах матрицы [8].

Установлено [5], что наиболее рациональным способом прессования труб с наружным спиральным оребрением является способ закрутки ребер непосредственно в канале матрицы.

Для обоснования выбора рациональной технологии прессования легкосплавных бурильных труб с наружным винтовым оребрением необходимо знать усилие и крутящий момент, так как характер изменения этих параметров напрямую зависит от угла подъема спирали ребер: его увеличение вызывает повышение пластических сдвигов в плоскости, перпендикулярной оси трубы, и соответственно, усилия [14].

Целью настоящей работы являлась разработка аналитических уравнений для анализа силовых условий прессования труб со спиральным оребрением с учетом винтового истечения металла.

## Методика расчета

В настоящее время для расчета усилия прессования наиболее часто применяется формула И.Л. Перлина, основанная на методе баланса мощностей активных и реактивных сил [15–17]:

$$P = R_M + T_{кр} + T_M + T_{п}, \quad (1)$$

где  $R_M$  — нормальная сила на пресс-шайбе, необходимая для осуществления основной пластической деформации прессования без учета сил трения;  $T_{кр}$ ,  $T_M$ ,  $T_{п}$  — нормальные силы на пресс-шайбе, необходимые для преодоления сил трения, возникающих соответственно на рабочей поверхности контейнера и иглы, зеркала матрицы и калибрующего пояска.

Эта формула является наиболее удобной для анализа усилия прессования труб с винтовым оребрением, так как она представлена в виде суммы составляющих реактивных сил, каждая из которых отражает влияние отдельных факторов на величину  $P$ . Проведем корректировку данной

формулы применительно к условиям прессования труб с винтовым истечением металла.

Поперечное сечение спиральных труб представляет собой сложную фигуру, образованную сопряжением ребер и гладкой части трубы. Из-за сложности его контура задача нахождения крутящего момента и усилия аналитически не решена. Поэтому спиральную трубу можно представить состоящей из нескольких элементов: гладкой трубы с винтовым расположением волокон металла и  $N$  внешних спиральных ребер, для которых аналитические решения известны. Тогда составляющую  $R_M$  можно записать как сумму сил отдельно для гладкой трубы ( $R_{M,г}$ ) и ребер ( $R_{M,р}$ ), т.е.

$$R_M = R_{M,г} + NR_{M,р}. \quad (2)$$

Для учета деформации кручения в формулу (2) необходимо ввести дополнительную составляющую, тогда

$$R_M = R_{M,г} + NR_{M,р} + R_B. \quad (3)$$

Окончательно зависимость для определения полного усилия прессования спиральных труб примет вид

$$P = R_{M,г} + NR_{M,р} + R_B + T_{кр} + T_M + T_{п}. \quad (4)$$

При прессовании спиральных труб в обжимной зоне имеет место разделение металла заготовки на локальные объемы в соответствии с количеством каналов ребер в матрице. В локальных объемах, прилегающих к ним, наблюдается тангенциальное течение металла. В связи с этим деформированное состояние при формоизменении ребер в пределах локального объема в первом приближении рассматривается как плоское, а локальный объем — в виде прямоугольной полосы площадью  $F_{н,р}$ , определяемой из соотношения

$$F_{н,р} = K_{ор} \frac{F_k}{N}. \quad (5)$$

Здесь  $F_k$  — площадь поперечного сечения контейнера;  $K_{ор}$  — коэффициент оребрения трубы [19]:

$$K_{ор} = \frac{NF_p}{F_{тр}},$$

где  $F_p$  и  $F_{тр}$  — площади поперечного сечения соответственно одного ребра и спиральной трубы.

Для расчета  $R_{M,р}$  использовали известную формулу И.Л. Перлина, полученную для прессования прямоугольного ребра из прямоугольного локального объема [15]:

$$R_{м,р} = 1,1 \frac{\alpha_m}{\sin \alpha_m} F_{н,р} S_{дс} \ln \lambda. \quad (6)$$

Здесь  $\alpha_m$  — расчетный угол канала матрицы;  $\lambda$  — коэффициент вытяжки;  $S_{дс}$  — среднее значение сопротивления деформированию в обжимной зоне:

$$S_{дс} = \sqrt{S_{дн} S_{дк}},$$

где  $S_{дн}$  и  $S_{дк}$  — сопротивления деформации металла заготовки соответственно при входе в обжимную зону и на ее выходе.

Формулы для определения  $R_{м,т}$ ,  $T_{кр}$  и  $T_m$  в случае прессования гладкой части трубы с неподвижной иглой, по данным работы [4] с учетом уточнений, имеют следующий вид:

$$R_{м,т} = \left[ 1,1 \frac{F_k(1-K_{оп})}{\cos^2(\alpha_m/2)} - \frac{\pi d_k^2}{4 \cos^2(\alpha_{иг}/2)} \right] S_{дс} \ln \lambda,$$

$$T_{кр} = \pi [L_n - (0,6 + 0,27/\sqrt{\lambda})(D_n - d_k)] \times (D_n f_{кр} + d_k f_{иг}) S_{дн}, \quad (7)$$

$$T_m = \left[ \frac{\pi(D_n^2 - d_k^2)}{4 \sin \alpha_m} - \frac{abN}{\sin \alpha_m} \right] f_m S_{дс} \ln \frac{D_n - D_k}{D_k - d_k}.$$

Здесь  $D_n$  и  $L_n$  — соответственно диаметр и длина заготовки после распрессовки;  $D_k$ ,  $d_k$  — соответственно наружный и внутренний диаметры готовой трубы;  $f_{кр}$ ,  $f_{иг}$ ,  $f_m$  — значения коэффициентов трения соответственно на рабочей поверхности контейнера, иглы и зеркале матрицы;  $a$  и  $b$  — длина и толщина ребра соответственно;

$$\alpha_{иг} = \arcsin \left( \frac{d_k}{D_n} \sin \alpha_m \right).$$

Для аналитической оценки составляющей  $R_B$  при прессовании с кручением использовали метод баланса мощностей активных и реактивных сил. Мощность, необходимую для создания винтового истечения, равную произведению внешнего момента кручения ( $M$ ) на искомую угловую скорость вращения ( $\omega$ ) трубы на выходе из матрицы, приравнивали мощности, передаваемой пресс-штемпелем, определяемой произведением нормальной силы на пресс-шайбе ( $R_B$ ) на скорость прессования ( $v_{п}$ ), т.е.

$$R_B v_{п} = M \omega, \quad (8)$$

Откуда

$$R_B = M \frac{\omega \lambda}{v_{п}}, \quad (9)$$

где  $v_{п}$  — осевая скорость истечения.

Используя соотношение между угловой и поступательной скоростями истечения:

$$\omega = \frac{2\pi}{B} v_{п}, \quad (10)$$

окончательно получим

$$R_B = M \lambda \frac{2\pi}{B}. \quad (11)$$

Здесь  $B$  — шаг спирального оребрения, равный

$$B = \pi D_k / \operatorname{tg} \psi,$$

где  $\psi$  — угол подъема спирали.

На большей части обжимной зоны заготовки сопротивление пластическому скручиванию ( $M_{сопр}$ ) является максимальным, поэтому момент кручения  $M = 0$ . При движении к выходу из обжимной зоны сопротивление металла пластическому скручиванию уменьшается, а момент скручивания, приложенный к заготовке со стороны винтовых каналов инструмента, возрастает. Затем возникает ситуация, когда в некотором сечении заготовка будет испытывать пластическое скручивание. Этому моменту соответствует условие  $M = M_{сопр}$ .

В связи с этим величину крутящего момента, необходимого для закручивания трубы на заданный угол, можно подсчитать по известным уравнениям в зависимости от геометрии сечения и сопротивления деформации металла у выхода из обжимной зоны. Крутящий момент представим как сумму моментов, необходимых для поворота гладкой части трубы и ребер, т.е.

$$M = M_T + \sum_{i=1}^N M_{pi}, \quad (12)$$

где  $i$  — число ребер.

Значения  $M_T$  и  $M_{pi}$  определяются из выражений [18]

$$M_T = F_{тр} R_{ср} t S_{дк},$$

$$M_{pi} = \frac{1}{4} a_i b_i^2 S_{дк}, \quad (13)$$

где  $F_{тр}$  — площадь поперечного сечения трубы без ребер;  $R_{ср}$  — средний радиус трубы;  $t$  — толщина стенки трубы.

При выводе формулы для расчета  $T_{п}$  с учетом интенсивного скольжения металла заготовки относительно винтовых каналов инструмента сделаем допущение, что деформация кручения происходит преимущественно в области калибрующего пояса, причём

$$T_{\Pi} = T_{\text{пм}} + T_{\text{пи}}, \quad (14)$$

где  $T_{\text{пм}}$  и  $T_{\text{пи}}$  — силы трения, возникающие на поверхностях калибрующего пояска матрицы и иглы соответственно.

По данным рисунка полная скорость истечения частиц элементарного слоя при винтовом истечении с угловой скоростью  $\omega$  равна

$$\mathbf{V} = \mathbf{V}_i + \mathbf{V}_0, \quad (15)$$

где  $V_0 = \omega d/2$  — окружная скорость.

Для трубы с наружным спиральным оребрением

$$V = V_i \left( \cos \frac{d}{D_{\text{оп.п}}} \psi \right)^{-1}, \quad (16)$$

где  $d$  — текущий диаметр;  $D_{\text{оп.п}}$  — диаметр окружности, описанной относительно наружных ребер трубы.

Так как полная скорость истечения меняется по высоте ребер, уменьшаясь к центру вращения по линейному закону, то в расчетах составляющей  $T_{\Pi}$  использовались средние значения угла подъема спирали. Для трубы с наружным спиральным оребрением среднюю скорость истечения можно считать равной

$$V_{\text{и.ср}} = \frac{V_i}{\cos[0,5\psi(1 + D_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}})]}. \quad (17)$$

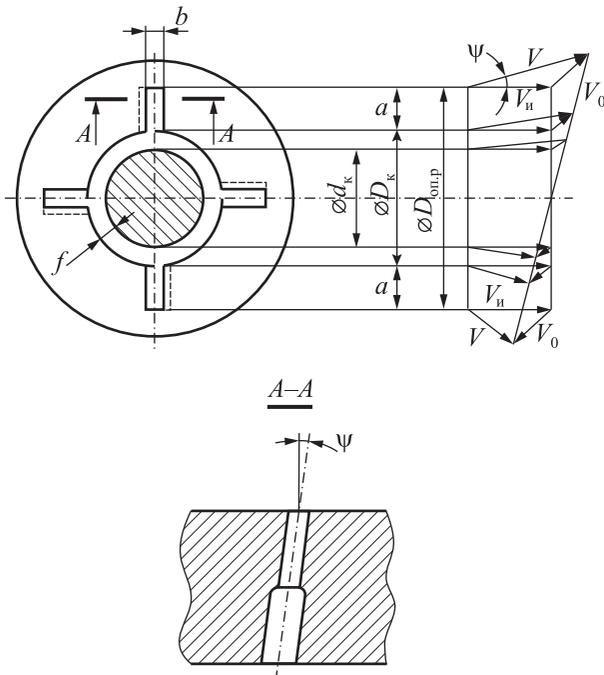


Схема течения металла при прессовании труб со спиральным оребрением

Применяя уравнение равенства активных и реактивных мощностей для прессования трубы с наружным спиральным оребрением из круглой полой заготовки, получаем следующее уравнение:

$$T_{\Pi} v_{\Pi} = (2a + b) N l_{\text{в}} S_{\text{дк}} f_{\text{пм}} \frac{V_i}{\cos[0,5\psi(1 + D_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}})]} + (\pi D_{\text{к}} - N) l_{\text{в}} S_{\text{дк}} f_{\text{пм}} \frac{V_i}{\cos[\psi D_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}}]} + \pi d_{\text{к}} l_{\text{в}} S_{\text{дк}} f_{\text{пи}} \frac{V_i}{\cos[\psi d_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}}]}, \quad (18)$$

где  $l_{\text{в}}$  — длина винтового участка;  $f_{\text{пм}}$ ,  $f_{\text{пи}}$  — коэффициенты трения по калибрующему пояску матрицы и иглы соответственно;  $v_{\Pi}$  — скорость прессования.

Окончательно можно записать

$$T_{\Pi} = \lambda_{\text{в}} S_{\text{дк}} \left\{ \left[ \pi D_{\text{к}} \frac{N}{\cos[\psi D_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}}]} + \frac{(2a + b)N}{\cos[0,5\psi(1 + D_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}})]} \right] f_{\text{пм}} + \frac{\pi d_{\text{к}}}{\cos[\psi D_{\text{к}}/D_{\text{оп.п}}]} f_{\text{пи}} \right\}. \quad (19)$$

## Результаты и их обсуждение

Для анализа полученного уравнения (4) проведен расчет силовых условий прессования бурильной трубы из алюминиевого сплава Д16 с тремя наружными спиральными ребрами прямым методом на неподвижной игле со скоростью истечения  $V_i = 2$  м/мин. В расчетах приняты следующие значения параметров:  $D_{\text{оп.п}} = 200$  мм;  $D_{\text{к}} = 140$  мм;  $d_{\text{к}} = 100$  мм;  $b = 30$  мм;  $K_{\text{оп}} = 0,32$ ;  $\lambda = 11,6$ ; диаметр контейнера — 370 мм; угол конуса матрицы —  $75^\circ$ ; размеры полой заготовки  $\varnothing 362 \times 130 \times 720$  мм; температура прессования  $440^\circ\text{C}$ . Значения коэффициентов трения и сопротивления деформации взяты на основе рекомендаций [15]:  $f_{\text{кр}} = f_{\text{м}} = 0,5$ ;  $f_{\text{иг}} = f_{\text{пи}} = 0,1$ ;  $f_{\text{пм}} = 0,2$ ;  $S_{\text{дм}} = 38$  МПа;  $S_{\text{дк}} = 64$  МПа. Результаты расчета приведены в таблице.

Из анализа представленных данных следует, что полное усилие прессования с учетом контура оребрения по формулам (2), (6) и (7) на 28 % выше, чем усилие прессования равновеликой по площади гладкой трубы [15]. По мере увеличения  $\psi$  составляющие  $R_{\text{в}}$  и  $T_{\Pi}$ , определяемые по уравнениям (11) и (19), возрастают из-за увеличения полной скорости истечения и поверхностного трения в

**Расчетные значения усилия прессования спиральных труб с наружным оребрением**

Параметр	Угол подъема спирали ребер ( $\psi^\circ$ )			
	0°	15°	30°	45°
$R_B/R_{MT}$	0	0,02	0,06	0,11
$T_{II}(\psi)/T_{II}(0)$	1,00	1,06	1,24	1,65
$P(\psi)/P(0)$	1,00	1,02	1,04	1,09

винтовых каналов инструмента, что также повышает полное усилие прессования.

При  $\psi = 0$ ,  $B = \infty$ ,  $R_B = 0$ ,  $T_{II}(\psi) = T_{II}(0)$ ,  $P(\psi) = P(0)$  можно получить формулу для расчета усилия прессования продольно оребренных труб. Значение  $P$ , рассчитанное по предлагаемой методике для рассматриваемой трубы, отличается в пределах 8 % от полученного экспериментально усилия, определенного в момент начала основной стадии прессования через давление на плунжере в главном цилиндре горизонтального гидравлического пресса усилием 50 МН.

**Заключение**

Хорошая сходимость расчетных и экспериментальных значений  $P$  позволяет рекомендовать полученные аналитические уравнения для инженерных расчетов усилий прессования спиральных труб как с наружным, так и внутренним оребрением, а при  $d_k = 0$  — и для спиральных профилей звездообразной формы.

**Литература**

1. Файн Г.М., Макаров Е.М. Состояние и перспективы производства и применения труб нефтепромыслового сортамента из алюминиевых сплавов // Территория нефтегаз. 2007. No. 5. С. 66—70.
2. Scribner A.W. Metal extrusion: Pat. 3107787 (USA). 1963.
3. Шевченко А.А., Черкасов Н.К., Коваль А.Т. Конструирование матриц для прессования труб с винтовым истечением металла // Кузн.-штамп. пр-во. 1976. No. 2. С. 6—8.
4. Шухат О.М. Прессование винтовых и кольцевых профилей и труб // Кузн.-штамп. пр-во. 1977. No. 6. С. 25—27.
5. Старостин Ю.С., Каргин В.Р. Исследование процесса прессования труб с винтообразными ребрами // Эффективность прессового производства и качество пресс-изделий. М.: ВИЛС, 1983. С. 82—85.

6. Yang D.Y. Analytical and Experimental investigation into lubricated three — Dimensional Extrusion of general helical sections // CIPP Ann. 1986. Vol. 35. No. 1. P. 169—172.
7. Каргин В.Р. Конструирование инструмента для прессования труб со спиральным оребрением // Кузн.-штамп. пр-во. 1991. No. 2. С. 26—28.
8. Каргин В.Р. Способ прессования труб с наружным винтовым оребрением: Пат. 1690883 (РФ). 1991.
9. Beygelzimer Y., Orlov D., Varyakhin V. A new severe plastic deformation method: twist extrusion // UI-traline grained materials II / Eds. Yt. Zhu et al. TMS. 2002. P. 297—304.
10. Bauser M., Saner G., Siegert K. Extrusion Second Ed-ohio. USA, ASM International Material Park, 2006.
11. Бережной В.А. Оценка практических возможностей винтовой экструзии // Технология легких сплавов. 2006. No. 4. С. 143—146.
12. Петров А.П., Еремеев Е.В., Беспалов А.В. Возможности конечно-элементного моделирования винтового прессования // Технология легких сплавов. 2007. No. 1. С. 38—41.
13. Bahadori Sh., Ranjbar., Mousavi S.A., Akbari A. Examination of an aluminum alloy behavior under different routes of twist extrusion // Mater. Sci. Eng. A. 2011. Vol. 528. No. 21. P. 6527—6534.
14. Северденко В.Н., Мурас В.С., Суходрев Э.Ш. Горячее гидродинамическое выдавливание режущего инструмента. Минск: Наука и техника, 1974.
15. Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х. Теория прессования. М.: Металлургия, 1974.
16. Ерманок М.З. Прессование панелей из алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1974.
17. Ерманок М.З., Каган Л.С., Головинов М.Ф. Прессование труб из алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1992.
18. Старостин Ю.С., Головинов М.Ф., Каргин В.Р. Ребристые трубы из алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1983.
19. Верховод В.К., Пастушкин В.Т., Сморок В.С. Метод расчета усилий прессования ребристых труб // Производство труб. М.: Металлургия, 1969. Вып. 21. С. 37—43.

**References**

1. Fayn G.M., Makarov E.M. Sostoyaniye i perspektivy proizvodstva i primeneniya trub neftepromyslovogo sortamenta iz alyuminievyykh splavov [Condition and prospects of production and application of pipes of an oil-field range from aluminum alloys]. *Territoriya neftegaz*. 2007. No. 5. P. 66—70.

2. *Scribner A.W.* Metal extrusion: Pat. 3107787 (USA). 1963.
3. *Shevchenko A.A., Cherkasov N.K., Koval A.T.* Konstruirovaniye matrits dlya pressovaniya trub s vintovym is-techeniem metalla [Designing of matrixes for pressing of pipes with the screw expiration of metal]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. 1976. No. 2. P. 6—8.
4. *Shukhat O.M.* Pressovanie vintovykh i kol'tsevykh profilei i trub [Pressing of screw and ring profiles and pipes]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. 1977. No. 6. P. 25—27.
5. *Starostin Yu.S., Kargin V.R.* Issledovanie protsessa pressovaniya trub s vintobraznymi rebrami. In: *Effektivnost' pressovogo proizvodstva i kachestvo press-izdelii* [Research of process of pressing of pipes with spiral edges. In: *Efficiency of press production and quality of press products*]. Moscow: VILS, 1983. P. 82—85.
6. *Yang D.Y.* Analytical and Experimental investigation into lubricated three. Dimensional Extrusion of general helical sections. *CIPP Ann.* 1986. Vol. 35. No. 1. P. 169—172.
7. *Kargin V.R.* Konstruirovaniye instrumenta dlya pressovaniya trub so spiral'nym orebreniem [Designing of the tool for pressing of pipes with spiral fins]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. 1991. No. 2. P. 26—28.
8. *Kargin V.R.* A way of pressing of pipes with external screw fins: Pat. 1690883 (RF). 1991.
9. *Beygelzimer Y., Orlov D., Varyakhin V.* A new severe plastic deformation method: twist extrusion. In: *UI-tralime grained materials II*. Eds. Yt. Zhu et al. TMS. 2002. P. 297—304.
10. *Bauser M., Saner G., Siegert K.* Extrusion Second Ed-ohio. USA, ASM International Material Park, 2006.
11. *Berezhnaya V.A.* Otsenka prakticheskikh vozmozhnostei vintovoi ekstruzii [Assessment of practical opportunities of screw extrusion]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2006. No. 4. P. 143—146.
12. *Petrov A.P., Yeremeyev E.V., Bepalov A.V.* Vozmozhnosti konechno-elementnogo modelirovaniya vintovogo pressovaniya [Possibilities of final and element modeling of screw pressing]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2007. No. 1. P. 38—41.
13. *Bahadori Sh., Ranjbar., Mousavi S.A., Akbari A.* Examination of an aluminum alloy behavior under different routes of twist extrusion. *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. Vol. 528. No. 21. P. 6527—6534.
14. *Severdenko V.N., Muras V.S., Sukhodrev E.Sh.* Goryachee gidrodinamicheskoe vydavlivaniye rezhushchego instrumenta [Hot hydrodynamic expression of the cutting tool]. Minsk: Nauka i tekhnika, 1974.
15. *Perlin I.L., Raytbarg L.H's.* Teoriya pressovaniya [Theory of pressing]. Moscow: Metallurgiya, 1974.
16. *Ermanok M.Z.* Pressovanie panelei iz alyuminievykh splavov [Pressing of panels from aluminum alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1974.
17. *Ermanok M.Z., Kagan L.S., Golovinov M.F.* Pressovanie trub iz alyuminievykh splavov [Pressing of pipes from aluminum alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1992.
18. *Starostin Yu.S., Golovinov M.F., Kargin V.R.* Rebristye trub iz alyuminievykh splavov [Ridge pipes from aluminum alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
19. *Leader V.K., Pastushkin V.T., Smorshchok V.S.* Metod rascheta usilii pressovaniya rebristykh trub. In: *Proizvodstvo trub* [Metod of calculation of efforts of pressing of ridge pipes. In: *Production of pipes*]. Moscow: Metallurgiya, 1969. Vol. 21. P. 37—43.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРОСЛОЕК ФАЗЫ $\alpha$ -Ti В БИНАРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

© 2016 г. А.С. Горнакова, С.И. Прокофьев, К.И. Колесникова, Б.Б. Страумал

Институт физики твердого тела (ИФТТ) РАН, г. Черноголовка, Московская обл.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

*Статья поступила в редакцию 28.07.14 г., доработана и подписана в печать 20.08.15 г.*

Исследована микроструктура поликристаллических сплавов титана с хромом (2, 4 и 5,5 мас.%), кобальтом (2 и 4 мас.%) и медью (2 и 3 мас.%). Проведены серии длительных изотермических отжигов этих материалов в интервале температур от 600 до 850 °С (в вакууме). Температуры отжигов лежали в двухфазных областях  $\alpha$ (Ti,Me) +  $\beta$ (Ti,Me) фазовых диаграмм Ti–Cr, Ti–Co и Ti–Cu. Построены температурные зависимости доли границ зерен  $\beta$ (Ti,Me)/ $\beta$ (Ti,Me), полностью «смоченных» прослойками второй твердой фазы  $\alpha$ (Ti,Me), и среднего контактного угла. Результаты микроструктурных исследований показали, что тип и концентрация второго компонента в сплаве сильно влияют на образование равновесных зернограничных прослоек. Впервые обнаружена немонотонная температурная зависимость доли границ зерен, полностью смоченных прослойками второй твердой фазы, в отсутствие фазовых превращений ферромагнетик–парамагнетик в объеме.

**Ключевые слова:** границы зерен, сплавы титана, смачивание.

**Горнакова А.С.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Ак. Осипяна 2). E-mail: alenahas@issp.ac.ru.

**Прокофьев С.И.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник той же лаборатории ИФТТ РАН. E-mail: prokof@issp.ac.ru.

**Колесникова К.И.** – аспирант кафедры физической химии НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр.-т, 4). E-mail: kolesnikova@misis.ru.

**Страумал Б.Б.** – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физической химии, гл. науч. сотрудник лаборатории гибридных наноматериалов НИТУ «МИСиС», зав. лабораторией поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН. E-mail: straumal@issp.ac.ru.

**Для цитирования:** Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Колесникова К.И., Страумал Б.Б. Закономерности образования зернограничных прослоек фазы  $\alpha$ -Ti в бинарных титановых сплавах // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 64–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-64-71.

*Gornakova A.S., Prokofiev S.I., Kolesnikova K.I., Straumal B.B.*

### Formation laws for grain boundary layers of $\alpha$ -Ti phase in binary titanium-based alloys

The microstructure of polycrystalline titanium alloys with added chromium (2, 4, and 5,5 wt.%), cobalt (2 and 4 wt.%) and copper (2 and 3 wt.%) was studied. A series of long isothermal annealing cycles (under vacuum) was performed for these materials within the temperature range from 600 to 850 °C. The annealing temperatures were in the  $\alpha$ (Ti,Me) +  $\beta$ (Ti,Me) two-phase regions of the Ti–Cr, Ti–Co and Ti–Cu phase diagrams. The temperature dependence plots were built for the  $\beta$ (Ti,Me)/ $\beta$ (Ti,Me) portion of grain boundaries completely «wetted» by layers of the  $\alpha$ (Ti, Me) second solid phase and the average contact angle. The results of microscopic investigation showed that the type and content of the second component in the alloy greatly affect formation of equilibrium grain boundary layers. We were the first to discover a non-monotonic temperature dependence of the portion of grain boundaries completely «wetted» by layers of the second solid phase in the absence of bulk «ferromagnetic–paramagnetic» phase transitions.

**Keywords:** grain boundaries, titanium alloys, wetted.

**Gornakova A.S.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research Associate, Laboratory of interfaces in metals, Institute of Solid State Physics of Russian Academy of Sciences (ISSP RAS) (142432, Russia, Chernogolovka, Acad. Ossipyan str., 2). E-mail: alenahas@issp.ac.ru.

**Prokofiev S.I.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research Associate of the same Laboratory ISSP RAS. E-mail: prokof@issp.ac.ru.

**Kolesnikova K.I.** – PhD Student of the Department of physical chemistry of MISIS (119991, Russia, Moscow, Leninsky pr. 4). E-mail: kolesnikova@misis.ru.

**Straumal B.B.** – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Department of physical chemistry and leading, Researcher of the Laboratory of hybrid nanomaterials of MISIS, Head of the Laboratory of interfaces in metals of the ISSP RAS. Email: straumal@issp.ac.ru.

**Citation:** Gornakova A.S., Prokofiev S.I., Kolesnikova K.I., Straumal B.B. Zakonomernosti obrazovaniya zernogranichnykh prosloek fazy  $\alpha$ -Ti v binarnykh titanovykh splavakh. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 64–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-64-71.

## Введение

Титан и его сплавы нашли широкое применение в технике ввиду высокой механической прочности, сохраняющейся при повышенных температурах, коррозионной стойкости, жаропрочности, удельной прочности, малой плотности и прочих полезных свойств [1]. Высокая стоимость этих сплавов во многих случаях компенсируется большей работоспособностью, а в некоторых случаях они являются единственным материалом, из которого можно изготовить оборудование или конструкции, способные работать в тяжелых условиях.

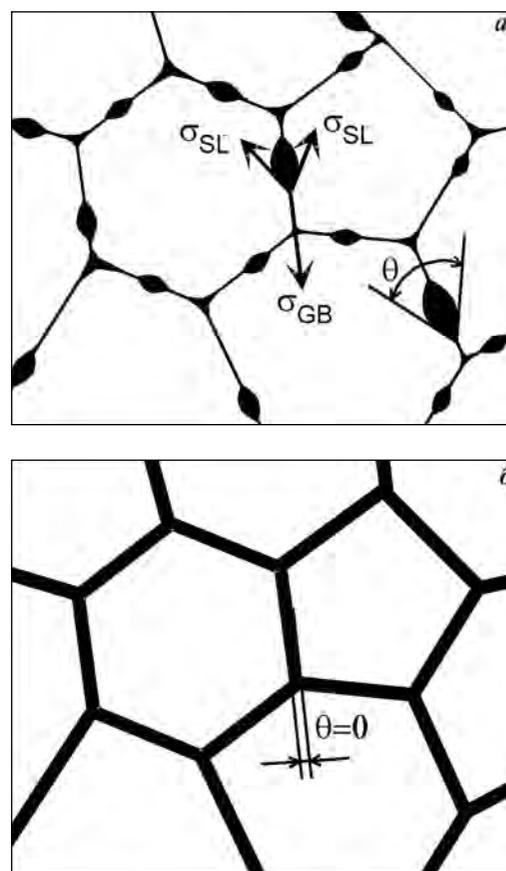
Механические и другие эксплуатационные свойства титановых сплавов сильно зависят от структуры и морфологии составляющих фаз [2–4]. Так, например, фаза  $\alpha(\text{Ti})$  часто образует своего рода «оторочки» в двухфазных поликристаллах  $\alpha(\text{Ti,Me}) + \beta(\text{Ti,Me})$  титановых сплавов (Me — легирующие элементы в титане) [5–8]. Такие оторочки второй фазы могут существенно влиять на свойства титановых и алюминиевых сплавов, в частности на обрабатываемость резанием [6], на них также могут формироваться трещины при разрушении [8, 9]. Мы предполагаем, что морфология фаз в титановых сплавах и, в частности, формирование подобных оторочек могут определяться не только объемными фазовыми переходами [5, 7], но и зернограничными фазовыми превращениями [10, 11].

Известно, что в целом ряде систем могут происходить так называемые зернограничные фазовые переходы смачивания [10, 11]. На индивидуальных границах зерен (ГЗ) [12, 13] и в поликристаллах [14, 15] было показано, что выше некоторой температуры  $T_w$  (температура зернограничного фазового перехода смачивания) на ГЗ могут образовываться равновесные смачивающие прослойки второй фазы (расплава [13, 16] или второй твердой фазы [15, 17]), которые отделяют зерна первой фазы друг от друга.

Такие зернограничные фазовые превращения сильно изменяют как микроструктуру, так и свойства двухфазных материалов. Образование термодинамически равновесных прослоек второй фазы выше  $T_w$  изменяет механические свойства материала (может приводить как к сверхпластичности, так и к охрупчиванию материала [18]), влияет на диффузионную проницаемость [19], коррозионную стойкость [20], рекристаллизацию и рост зерен [21], электрическое сопротивление материала [22] и т.д.

Особенно важны в этом смысле недавно обнаруженные зернограничные фазовые переходы смачивания второй твердой фазой [14, 17]. В двухфазных областях фазовых диаграмм она может располагаться по границам зерен первой фазы в виде как равновесных тонких или толстых прослоек (полное смачивание) [15, 23], так и отдельных линзовидных частиц (неполное смачивание) [17, 24] (см. схему на рис. 1). Морфология второй фазы определяется соотношением энергий ГЗ и межфазных границ и может зависеть как от температуры, так и от давления или концентрации легирующих элементов [25].

Зернограничные фазовые превращения смачивания второй твердой фазой (иными словами — переходы от равновесных сплошных прослоек на границах к цепочке частиц с изменением температуры) уже наблюдались в сплавах цирконий—



**Рис. 1.** Схематическое изображение поликристалла с границами зерен, частично (а) и полностью (б) смоченными второй фазой (показана на рисунке черным цветом)

$\sigma_{GB}$  и  $\sigma_{SL}$  — свободные энергии единицы площади границ зерен и поверхности раздела жидкость—твердая фаза соответственно. Когда  $2\sigma_{SL}$  становится меньше  $\sigma_{GB}$ , контактный угол  $\theta = 0$

ниобий [18], фазовая диаграмма которых подобна таковым титановых сплавов с  $\beta$ -стабилизаторами [26]. Поэтому можно ожидать, что подобные переходы могут происходить и в титановых сплавах.

Поиск зернограницных фазовых превращений смачивания второй твердой фазой в модельных сплавах титана с хромом, кобальтом и медью является целью данной работы.

## Методика эксперимента

Сплавы титана с хромом (2, 4 и 5,5 мас.%), кобальтом (2 и 4 мас.%) и медью (2 и 3 мас.%) были приготовлены из высокочистых компонентов (4N Ti, 4N Cr, 4N5 Co и 5N Cu) с помощью индукционной плавки в вакууме. Из полученных стержней были нарезаны шайбы толщиной 3 мм и диаметром 10 мм. Затем поликристаллические образцы запаивались в кварцевые ампулы (остаточное давление  $P = 4 \cdot 10^{-4}$  Па) и отжигались в двухфазной области  $\alpha(\text{Ti,Me}) + \beta(\text{Ti,Me})$  фазовых диаграмм Ti—Cr, Ti—Co и Ti—Cu [26] в интервале температур 600—850 °С в течение 720—860 ч. После закалки в воду микроструктура поликристаллических образцов исследовалась методами оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью сканирующего микроскопа Tescan Vega TS5130 MM Oxford Instruments, позволяющего произвести фазовый анализ, и оптического микроскопа Neophot-32 с камерой 10 Mpix Canon Digital Rebel XT.

Количественный анализ фазового перехода смачивания проводился на основе следующих критериев:

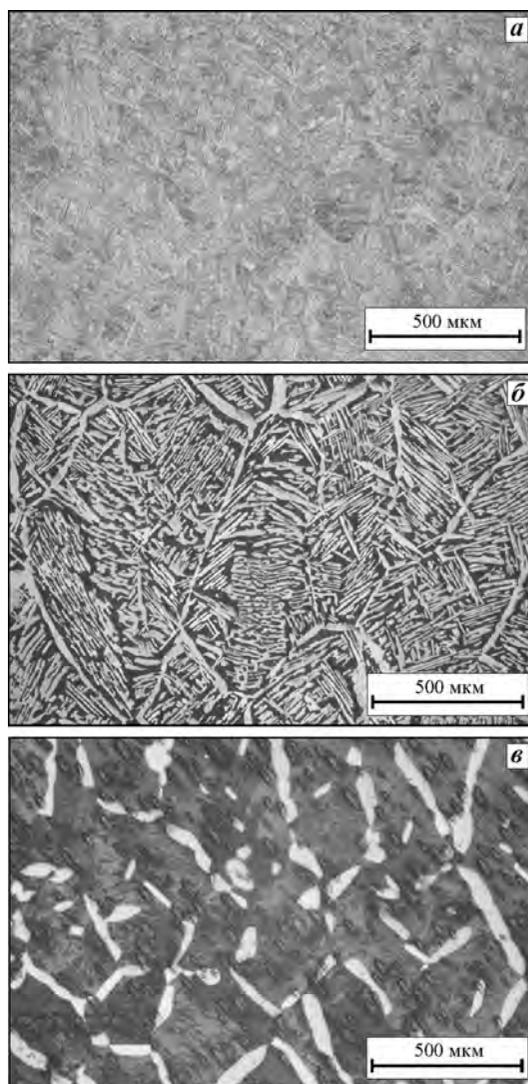
— граница зерен  $\beta(\text{Ti,Me})/\beta(\text{Ti,Me})$  полагалась полностью смоченной второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti,Me})$  только тогда, когда прослойка фазы  $\alpha(\text{Ti,Me})$  полностью покрывала границу зерен;

— если эта прослойка прерывалась, то граница зерен считалась частично смоченной (см. схему на рис. 1).

Продолжительность отжига выбиралась таким образом, чтобы доля границ, полностью смоченных второй твердой фазой, достигла постоянного значения и более не изменялась. Было проанализировано не менее 100 ГЗ для каждой температуры отжига.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены микрофотографии сплава Ti—4 мас.% Co в исходном литом состоянии



**Рис. 2.** Оптические микрофотографии сплава Ti—4мас.%Co  
*a* — исходный литой; *б* — отожженный при  $t = 690$  °С ( $\tau = 720$  ч),  
*в* — при 780 °С (780 ч)

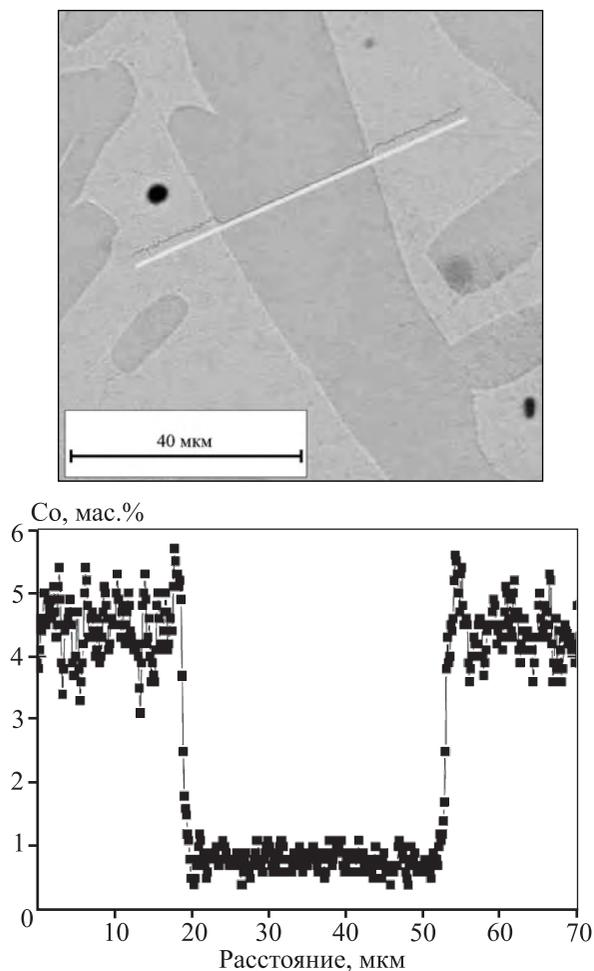
и после отжига и закалки, полученные методом оптической микроскопии. На всех изображениях светлые области — это гексагональная фаза  $\alpha(\text{Ti,Me})$ , а темные — кубическая фаза  $\beta(\text{Ti,Me})$ , где Me — Cr, Co или Cu. Разница в контрасте на оптических микрофотографиях связана с тем, что фаза  $\alpha(\text{Ti,Me})$  не испытывает фазовых превращений при охлаждении до комнатной температуры и поэтому остается более светлой после металлографического травления. По серии снимков, сделанных для каждой температуры отжига, производился подсчет доли полностью смоченных границ зерен (не менее 100 ГЗ).

На рис. 3 показаны РЭМ-изображение сплава Ti—4 мас.% Co, отожженного при  $t = 720$  °С,  $\tau =$

= 720 ч, и результаты измерения концентрации кобальта вдоль линии, пересекающей границу зерен  $\beta(\text{Ti},\text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$ . В отличие от оптических микрофотографий, приведенных на рис. 2, в данном случае контраст на снимке определяется не результатом металлографического травления, а разным содержанием кобальта в титане. Поэтому фаза  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$  выглядит на рис. 3, а более темной, чем  $\beta(\text{Ti},\text{Co})$  (в противоположность структурам, показанным на рис. 2).

В соответствии с фазовой диаграммой Ti—Co фаза  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$  при  $t = 720^\circ\text{C}$  должна содержать около 0,5 мас.% Co, а фаза  $\beta(\text{Ti},\text{Co})$ , соответственно, — около 5 мас.% Co [26]. Именно такие концентрации и наблюдаются на профиле, представленном на рис. 3, б.

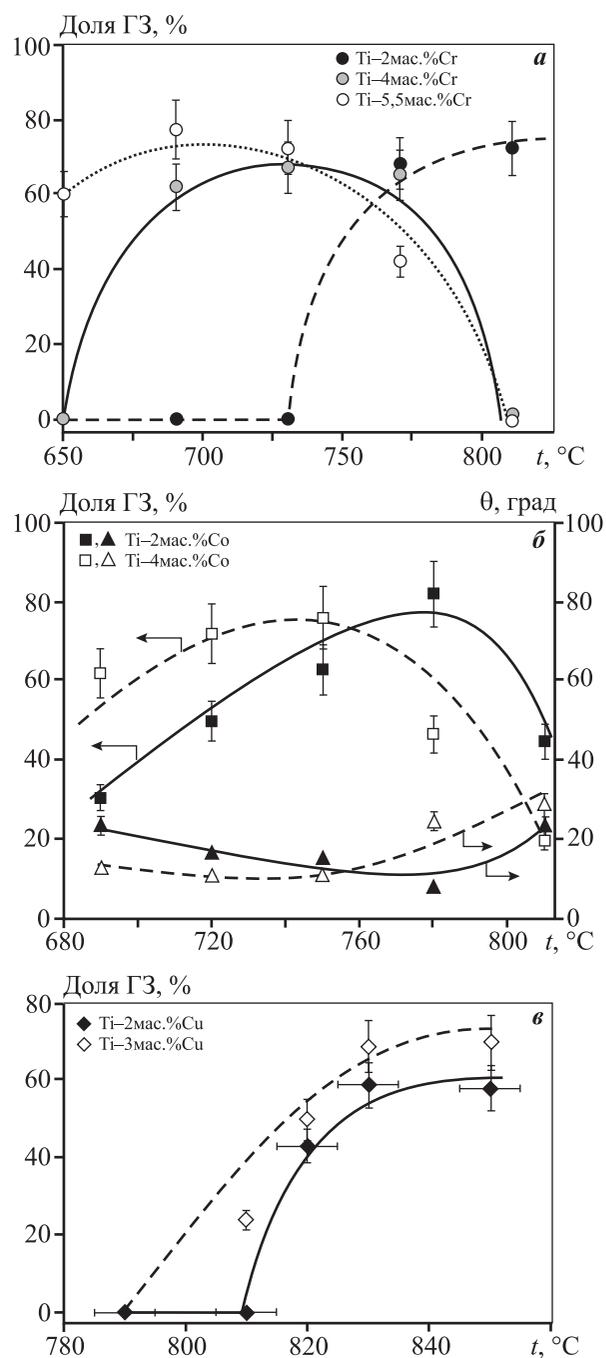
На рис. 3, а показана граница зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$ , на которой располагается сплошная про-



**Рис. 3.** РЭМ-изображение с линией сканирования поперек границы зерна  $\beta(\text{Ti},\text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$  (а) и концентрационный профиль, снятый вдоль этой линии (б), в сплаве Ti—4 мас.% Co, отожженном при  $t = 720^\circ\text{C}$  ( $\tau = 720$  ч)

слойка фазы  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$ . Иными словами, эта ГЗ полностью смочена второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$ , а концентрационный профиль на рис. 3, б пересекает эту границу зерен.

На рис. 4 представлены результаты измерений контактных углов и доли ГЗ  $\beta(\text{Ti}, \text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$ , полностью смоченных второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$ .



**Рис. 4.** Температурные зависимости для доли полностью смоченных границ зерен в сплавах Ti—Cr (а), Ti—Co (б) и Ti—Cu (в) и среднего контактного угла в сплаве Ti—Co (б)

Рассмотрим более подробно систему титан—кобальт. На рис. 4, б представлены две температурные зависимости доли полностью смоченных ГЗ и среднего контактного угла. Для обоих изученных сплавов доли смоченных границ зерен вначале растут с увеличением температуры отжига, а значения среднего контактного угла падают и стремятся к нулю. Выше температуры  $\sim 750^\circ\text{C}$ , наоборот, доля полностью смоченных границ зерен падает с повышением  $t$ , а среднее значение  $\theta$  растет. При этом количество смачивающей фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Co})$  уменьшается из-за приближения к границе двухфазной области  $\alpha(\text{Ti}, \text{Co}) + \beta(\text{Ti}, \text{Co})$  с однофазной  $\beta(\text{Ti}, \text{Co})$ . В результате обе зависимости имеют ярко выраженный максимум при  $t \sim 750^\circ\text{C}$ .

Для сплавов титан—хром на температурной зависимости (см. рис. 4, а) тоже наблюдается максимум доли ГЗ  $\beta(\text{Ti}, \text{Cr})/\beta(\text{Ti}, \text{Cr})$ , полностью смоченных второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti}, \text{Cr})$ , причем его температура смещается от  $670^\circ\text{C}$  через  $730^\circ\text{C}$  к  $820^\circ\text{C}$  при уменьшении концентрации хрома от 5,5 до 2 мас.%, т.е. чем эта концентрация больше, тем ниже температура перехода смачивания.

В системе титан—медь (см. рис. 4, в) наблюдается лишь рост доли полностью смоченных границ с увеличением температуры вплоть до ее величины, где двухфазная область  $\alpha(\text{Ti}, \text{Cu}) + \beta(\text{Ti}, \text{Cu})$  переходит в однофазную  $\beta(\text{Ti}, \text{Cu})$  [26].

Таким образом, в сплавах титан—кобальт и титан—хром имеет место двойной фазовый переход смачивания границ зерен второй твердой фазой, а доля полностью смоченных ГЗ немонотонно зависит от  $t$  в интервале от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане. При повышении величины  $t$  неполное смачивание сменяется полным, а затем вновь неполным. Такое превращение впервые наблюдалось в системе, где нет дополнительных фазовых переходов второго рода в объеме (например, превращений ферромагнетик—парамагнетик), которые могут повлиять на форму температурных зависимостей свободных энергий границ зерен и межфазных границ. Это относится к интервалу температур от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане.

Что может быть причиной двойного фазового перехода смачивания границ зерен второй твердой фазой (от неполного смачивания к полному при повышении температуры, а затем обратно к неполному)? Когда смачивающая фаза — жидкая, то с ростом температуры ее свободная энергия всег-

да уменьшается быстрее, чем свободная энергия твердой фазы (из-за более высокой энтропии расплава), и температурные зависимости свободных энергий  $2\sigma_{\text{SL}}$  и  $\sigma_{\text{GB}}$  пересекаются лишь однажды. Если же обе фазы (матричная и смачивающая) — твердые, то соответствующие температурные зависимости свободных энергий могут пересекаться дважды, и неполное смачивание может смениться полным при повышении температуры и затем снова перейти к неполному.

Таким образом, экспериментально установлено, что равновесная морфология фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  по границам зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  может обратимо изменяться с изменением температуры, причем фаза  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  может формировать как сплошные прослойки, так и цепочки частиц по границам  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$ . Сплошные прослойки  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  соответствуют полному смачиванию, а цепочки частиц с ненулевым контактным углом (см. рис. 1, а) — неполному смачиванию границ зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  второй твердой фазой.

Полученные результаты позволяют по-новому взглянуть, например, на давно известные факты образования так называемых оторочек фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  по границам исходных зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  после различной термической и/или термомеханической обработки титановых сплавов [27—29]. Так, например, морфология зернограничных прослоек в сплаве ВТ23 изменяется после повторного нагрева электронным пучком и существенно влияет на механические свойства сварных швов [27].

Можно наблюдать и корреляцию морфологии зернограничных прослоек в сплаве ВТ23 с его модулями упругости [28]. Термоциклирование крупных заготовок сплава ВТ23 позволяет улучшить их пластичность и ударную вязкость [29]. Это происходит, в частности, за счет разбиения сплошных протяженных пластин фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  и их последующей сфероидизации. Иными словами, используется переход от полного зернограничного смачивания к неполному.

Далее, наблюдавшееся изменение морфологии фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  в сплаве ВТ6 при различной концентрации водорода [30] тоже можно объяснить как проявление перехода от полного к неполному смачиванию границ зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$ . Такое изменение морфологии фаз, в свою очередь, существенно влияет на усталостные свойства сплава ВТ6 [30]. Цепочки частиц и сплошные прослойки фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  хорошо видны на границах зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  и

в титановом сплаве VT5-1кт, полученном компактированием наводороженных гранул [31].

## Выводы

1. Во всех исследованных бинарных сплавах Ti—Me (где Me — Cr, Co или Cu) было обнаружено полное и неполное смачивания границ зерен  $\beta(\text{Ti,Me})/\beta(\text{Ti,Me})$  прослойками второй твердой фазы  $\alpha(\text{Ti,Me})$ .

2. Выявлено, что доля границ зерен, полностью покрытых непрерывным слоем  $\alpha(\text{Ti,Me})$ , немонотонно зависит от температуры в интервале от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане.

3. Такое превращение впервые наблюдалось в системе, где нет дополнительных фазовых переходов второго рода в объеме (например, превращений ферромагнетик—парамагнетик), которые могут повлиять на форму температурных зависимостей свободных энергий границ зерен и межфазных границ (это относится к интервалу температур от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 12-03-00894, 16-53-12007 и 15-53-06008), Немецкого научно-исследовательского сообщества (DFG) и Министерства науки, технологии и космоса Израиля.

## Литература

- Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. М.: ВИЛС—МАТИ, 2009.
- Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Металлургия, 1976.
- Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники. М.: МАИ, 2001.
- Колачев Б.А., Бецоффен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов. М.: Металлургия, 1995.
- Колачев Б.А., Лясоцкая В.С. Корреляция между диаграммами изотермических и анизотермических превращений и фазовыми диаграммами состояния для упрочненных титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. No. 4. С. 3—9; Kolachev B.A., Lyasotskaya V.S. Correlation between diagrams of isothermal and anisothermal transformations and phase composition diagram of hardened titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment. 2003. Vol. 45. P. 119—126.
- Егорова Ю.Б., Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамоннов А.М. Влияние структуры на обрабатываемость резанием титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. No. 4. С. 16—21; Egorova Yu.B., Il'in A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M. Effect of the structure on the cutability of titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment. 2003. Vol. 45. P. 134—139.
- Колачев Б.А., Вейцман М.Г., Гуськова Л.Н. Структура и механические свойства отожженных  $\alpha+\beta$  титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. No. 8. С. 54—57; Kolachev B.A., Veitsman M.G., Gus'kova L.N. Structure and mechanical properties of annealed  $\alpha+\beta$  titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment. 1983. Vol. 25. P. 626—631.
- Фишгойт А.В., Майстров В.М., Ильин А.А., Розанов М.А. Взаимодействие коротких трещин со структурой металлов // Физико-химическая механика материалов. 1989. No. 6. С. 24—27; Fishgoit A.V., Maistrov V.M., Rozanov M.A. Interaction of short cracks with the structure of metals // Sov. Mater. Sci. 1988. Vol. 24. P. 247—251.
- Бобовников В.Н., Лукьяненко В.В., Фишгойт А.В. Влияние частиц нерастворимой фазы  $\text{Al}_3\text{FeNi}$  на кинетику роста усталостной трещины в сплаве АК4-1 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1982. No. 3. С. 36—38; Bobovnikov V.N., Luk'yanenko V.V., Fishgoit A.V. Effect of particles of the insoluble phase  $\text{Al}_3\text{FeNi}$  on the kinetics of fatigue crack propagation in alloy AK4-1 // Metal Science and Heat Treatment. 1982. Vol. 24. P. 191—194.
- Straumal B.B., Gust W., Watanabe T. Tie lines of the grain boundary wetting phase transition in the Zn-rich part of the Zn—Sn phase diagram // Mater. Sci. Forum. 1999. Vol. 294/296. P. 411—414.
- Straumal B.B., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Sidorenko A.S. Wetting of grain boundaries in Al by the solid  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  phase // J. Mater. Sci. 2010. Vol. 45. P. 2057—2061.
- Semenov V.N., Straumal B.B., Glebovsky V.G., Gust W. Preparation of Fe—Si single crystals and bicrystals for diffusion experiments by the electron-beam floating zone technique // J. Crystal. Growth. 1995. Vol. 151. P. 180—186.
- Gornakova A.S., Straumal B.B., Tsurekawa S., Chang L.-S., Nekrasov A.N. Grain boundary wetting phase transformations in the Zn—Sn and Zn—In systems // Rev. Adv. Mater. Sci. 2009. Vol. 21. P. 18—26.
- Straumal B.B., Gornakova A.S., Kucheev Y.O., Baretzky B., Nekrasov A.N. Grain boundary wetting by a second solid phase in the Zr—Nb alloys // J. Mater. Eng. Performance. 2012. Vol. 21. P. 721—724.
- Straumal B.B., Kucheev Y.O., Efron L.I., Petelin A.L., Dutta Majumdar J., Manna I. Complete and incomplete wetting of ferrite grain boundaries by austenite in the low-alloyed ferritic steel // J. Mater. Eng. Performance. 2012. Vol. 21. P. 667—670.

16. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Protasova S.G., Sursaeva V.G., Baretzky B.* Continuous and discontinuous grain boundary wetting in the Zn—Al system // *Phys. Rev. B*. 2008. Vol. 78. P. 054202.
17. *Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Петелин А.Л., Страумал А.Б.* Твердофазное смачивание на границах зерен в системе Zr—Nb // *Известия РАН. Сер. физ.* 2012. Т. 76. С. 114—117; *Gornakova A.S., Straumal B.B., Petelin A.L., Straumal A.B.* Solid-phase wetting at grain boundaries in the Zr—Nb system // *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2012. Vol. 76. P. 102—105.
18. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Baretzky B., Jiang J.-Z., Dobatkin S.V.* Phase transformations in the severely plastically deformed Zr—Nb alloys // *Mater. Lett.* 2012. Vol. 81. P. 225—228.
19. *Noskovich O.I., Rabkin E.I., Semenov V.N., Straumal B.B.* The zinc penetration along tilt grain boundary  $38^\circ[100]$  in Fe—12 at. % Si alloy near ordering A2—B2 in the bulk // *Scripta Metall.* 1991. Vol. 25. P. 1441—1446.
20. *Baretzky B., Baró M.D., Grabovetskaya G.P., Gubicza J., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Langdon T.G., Lendvai J., Lipnitskii A.G., Mazilkin A.A., Nazarov A.A., Nogués J., Ovidko I.A., Protasova S.G., Raab G.I., Révész A., Skiba N.V., Sort J., Starink M.J., Straumal B.B., Suriñach S., Ungár T., Zhilyaev A.P.* Fundamentals of interface phenomena in advanced bulk nanoscale materials // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2005. Vol. 9. P. 45—108.
21. *Sursaeva V., Straumal B., Risser S., Chenal B., Gust W., Shvindlerman L.* Orientation relationships between grains and grain boundaries in Al—1 wt.% Ga alloy at the beginning of secondary recrystallization // *Phys. Stat. Sol. A*. 1995. Vol. 149. P. 379—387.
22. *Straumal B., Sluchanko N.E., Gust W.* Influence of the grain boundary phase transitions on the properties of Cu—Bi polycrystals // *Def. Diff. Forum.* 2001. Vol. 188—190. P. 185—194.
23. *Straumal B., Gust W., Molodov D.* Wetting transition on the grain boundaries in Al contacting with Sn-rich melt // *Interface Sci.* 1995. Vol. 3. P. 127—132.
24. *Straumal B.B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Kucheyev Yu.O., Baretzky B.* Contact angles by the solid-phase grain boundary wetting in the Co—Cu system // *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 4271—4275.
25. *Straumal B., Rabkin E., Lojowski W., Gust W., Shvindlerman L.S.* Pressure influence on the grain boundary wetting phase transition in Fe—Si alloys // *Acta Mater.* 1997. Vol. 45. P. 1931—1940.
26. *Massalski T.B.* (ed.). *Binary Alloy Phase Diagrams*. 2-nd ed. ASM International, Materials Park, OH. 1990.
27. *Лясоцкая В.С., Князева С.И., Лысенков Ю.Т.* Механические свойства сварных швов сплава VT23 после повторного нагрева электронным пучком // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. No. 9. С. 5—7; *Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I., Lysenkov Yu.T.* Mechanical properties of welded joints of alloy VT23 after repeated heating by an electron beam // *Metal Science and Heat Treatment*. 1995. Vol. 37. P. 349—352.
28. *Лясоцкая В.С., Федотов С.Г., Князева С.И., Дмитриев А.А.* Фазовый состав и упругие модули титанового сплава VT23 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1993. No. 4. С. 38—40; *Lyasotskaya V.S., Fedotov S.G., Knyazeva S.I., Dmitriev A.A.* Phase composition and elastic moduli of the titanium alloy VT23 // *Metal Science and Heat Treatment*. 1993. Vol. 35. P. 242—246.
29. *Лясоцкая В.С., Хореев А.И., Сергеев К.Н., Князева С.И., Горбунова Л.И.* Улучшение свойств крупных заготовок сплава VT23 с помощью термоциклирования // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1992. No. 1. С. 43—44; *Lyasotskaya V.S., Khorev A.I., Sergeev K.N., Knyazeva S.I., Gorbunova L.I.* Improvement in the properties of alloy VT23 large semifinished products by thermal cycling treatments // *Metal Science and Heat Treatment*. 1992. Vol. 34. P. 70—73.
30. *Мальков А.В., Колачев Б.А., Мишанова М.Г., Былов Б.Б.* Влияние водорода на усталость сплава VT6 // *Проблемы прочности*. 1984. No. 3. С. 73—76; *Mal'kov A.V., Kolachev B.A., Mishanova M.G., Bylov B.B.* Effect of hydrogen on fatigue of VT6 alloy // *Strength of Materials*. 1984. Vol. 16. P. 385—389.
31. *Шевченко В.В., Низкин И.Д., Мальков А.В., Лукьянова Е.В.* Особенности компактирования наводороженных гранул титанового сплава VT5-1кт // *Изв. вузов. Цвет. Metallurgiya*. 2008. No. 3. С. 39—45; *Shevchenko V.V., Nizkin I.D., Mal'kov A.V., Luk'yanova E.V.* Features of compacting hydrogen-doped granules of a VT5-1kt titanium alloy // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. P. 181—186.

## References

1. *И'ин А.А., Колачев Б.А., Пол'кин И.С.* *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svojstva* [Titanium alloys. The composition, structure and properties]. Moscow: VILS-MATI, 2009.
2. *Kolachev B.A.* *Fizicheskoe metallovedenie titana* [Physical metallurgy of titanium] Moscow: Metallurgija, 1976.
3. *Kolachev B.A., Yeliseyev Yu.S., Bratukhin A.G., Talalayev V.D.* *Titanovyye splavy v konstruktsiyakh i proizvodstve aviadvigately i aviatsionno-kosmicheskoy tekhniki* [Titanium alloys in the design and production of aircraft engines and aerospace equipment]. Moscow: MAI, 2001.
4. *Kolachev B.A., Betsofen S.YA., Bunin L.A., Volodin V.A.* *Fiziko-mekhanicheskiye svoystva legkikh konstruktsionnykh splavov* [Physical and mechanical properties of light structural alloys] Moscow: Metallurgiya, 1995.
5. *Kolachev B.A., Lyasotskaya V.S.* Correlation between diagrams of isothermal and anisothermal transformations and phase composition diagram of hardened titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2003. Vol. 45. P. 119—126.

6. Egorova Yu.B., Il'in A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M. Effect of the structure on the cutability of titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2003. Vol. 45. P. 134—139.
7. Kolachev B.A., Veitsman M.G., Gus'kova L.N. Structure and mechanical properties of annealed  $\alpha+\beta$  titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 1983. Vol. 25. P. 626—631.
8. Fishgoit A.V., Maistrov V.M., Rozanov M.A. Interaction of short cracks with the structure of metals. *Sov. Mater. Sci.* 1988. Vol. 24. P. 247—251.
9. Bobovnikov V.N., Luk'yanenko V.V., Fishgoit A.V. Effect of particles of the insoluble phase  $Al_9FeNi$  on the kinetics of fatigue crack propagation in alloy AK4-1. *Metal Science and Heat Treatment*. 1982. Vol. 24. P. 191—194.
10. Straumal B.B., Gust W., Watanabe T. Tie lines of the grain boundary wetting phase transition in the Zn-rich part of the Zn—Sn phase diagram. *Mater. Sci. Forum*. 1999. Vol. 294/296. P. 411—414.
11. Straumal B.B., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Sidorenko A.S. Wetting of grain boundaries in Al by the solid  $Al_3Mg_2$  phase. *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 2057—2061.
12. Semenov V.N., Straumal B.B., Glebovsky V.G., Gust W. Preparation of Fe—Si single crystals and bicrystals for diffusion experiments by the electron-beam floating zone technique. *J. Crystal Growth*. 1995. Vol. 151. P. 180—186.
13. Gornakova A.S., Straumal B.B., Tsurekawa S., Chang L.-S., Nekrasov A.N. Grain boundary wetting phase transformations in the Zn—Sn and Zn—In systems. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2009. Vol. 21. P. 18—26.
14. Straumal B.B., Gornakova A.S., Kucheev Y.O., Baretzky B., Nekrasov A.N. Grain boundary wetting by a second solid phase in the Zr—Nb alloys. *J. Mater. Eng. Performance*. 2012. Vol. 21. P. 721—724.
15. Straumal B.B., Kucheev Y.O., Efron L.I., Petelin A.L., Dutta Majumdar J., Manna I. Complete and incomplete wetting of ferrite grain boundaries by austenite in the low-alloyed ferritic steel. *J. Mater. Eng. Performance*. 2012. Vol. 21. P. 667—670.
16. Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Protasova S.G., Sursaeva V.G., Baretzky B. Continuous and discontinuous grain boundary wetting in the Zn—Al system. *Phys. Rev. B*. 2008. Vol. 78. P. 054202.
17. Gornakova A.S., Straumal B.B., Petelin A.L., Straumal A.B. Solid-phase wetting at grain boundaries in the Zr—Nb system. *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2012. Vol. 76. P. 102—105.
18. Straumal B.B., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Baretzky B., Jiang J.-Z., Dobatkin S.V. Phase transformations in the severely plastically deformed Zr—Nb alloys. *Mater. Lett.* 2012. Vol. 81. P. 225—228.
19. Noskovich O.I., Rabkin E.I., Semenov V.N., Straumal B.B. The zinc penetration along tilt grain boundary  $38^\circ[100]$  in Fe—12 at. % Si alloy near ordering A2—B2 in the bulk. *Scripta Metall.* 1991. Vol. 25. P. 1441—1446.
20. Baretzky B., Baró M.D., Grabovetskaya G.P., Gubicza J., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Langdon T.G., Lendvai J., Lipnitskii A.G., Mazilkin A.A., Nazarov A.A., Nogués J., Ovidko I.A., Protasova S.G., Raab G.I., Révész A., Skiba N.V., Sort J., Starink M.J., Straumal B.B., Suriñach S., Ungár T., Zhilyaev A.P. Fundamentals of interface phenomena in advanced bulk nanoscale materials. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2005. Vol. 9. P. 45—108.
21. Sursaeva V., Straumal B., Risser S., Chenal B., Gust W., Shvindlerman L. Orientation relationships between grains and grain boundaries in Al—1 wt.% Ga alloy at the beginning of secondary recrystallization. *Phys. Stat. Sol. A*. 1995. Vol. 149. P. 379—387.
22. Straumal B., Sluchanko N.E., Gust W. Influence of the grain boundary phase transitions on the properties of Cu—Bi polycrystals. *Def. Diff. Forum*. 2001. Vol. 188-190. P. 185—194.
23. Straumal B., Gust W., Molodov D. Wetting transition on the grain boundaries in Al contacting with Sn-rich melt. *Interface Sci.* 1995. Vol. 3. P. 127—132.
24. Straumal B.B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Kuchyeyev Yu.O., Baretzky B. Contact angles by the solid-phase grain boundary wetting in the Co—Cu system. *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 4271—4275.
25. Straumal B., Rabkin E., Lojkowski W., Gust W., Shvindlerman L.S. Pressure influence on the grain boundary wetting phase transition in Fe—Si alloys. *Acta Mater.* 1997. Vol. 45. P. 1931—1940.
26. Massalski T.B. (ed.). Binary Alloy Phase Diagrams. 2-nd ed. ASM International, Materials Park, OH. 1990.
27. Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I., Lysenkov Yu.T. Mechanical properties of welded joints of alloy VT23 after repeated heating by an electron beam. *Metal Science and Heat Treatment*. 1995. Vol. 37. P. 349—352.
28. Lyasotskaya V.S., Fedotov S.G., Knyazeva S.I., Dmitriev A.A. Phase composition and elastic moduli of the titanium alloy VT23. *Metal Science and Heat Treatment*. 1993. Vol. 35. P. 242—246.
29. Lyasotskaya V.S., Khorev A.I., Sergeev K.N., Knyazeva S.I., Gorbunova L.I. Improvement in the properties of alloy VT23 large semifinished products by thermal cycling treatments. *Metal Science and Heat Treatment*. 1992. Vol. 34. P. 70—73.
30. Mal'kov A.V., Kolachev B.A., Mishanova M.G., Bylov B.B. Effect of hydrogen on fatigue of VT6 alloy. *Strength of Materials* 1984. Vol. 16. P. 385—389.
31. Shevchenko V.V., Nizkin I.D., Mal'kov A.V., Luk'yanova E.V. Features of compacting hydrogen-doped granules of a VT5-1kt titanium alloy. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. P. 181—186.

## УВЕЛИЧЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2016 г. Ю.Ф. Иванов, К.В. Аксёнова, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, Е.А. Петрикова

Национальный исследовательский Томский государственный университет (НИ ТГУ)

Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ), Новокузнецк

*Статья поступила в редакцию 10.07.14 г., доработана и подписана в печать 18.11.14 г.*

Осуществлена обработка силумина эвтектического состава высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и выявлено кратное увеличение усталостной долговечности материала. Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры модифицированного слоя и поверхности разрушения силумина, подвергнутого усталостным многоцикловым испытаниям до разрушения. Установлены и проанализированы факторы, ответственные за увеличение его усталостной долговечности.

**Ключевые слова:** высокоинтенсивный импульсный электронный пучок, силумин, структура, усталостная долговечность.

**Иванов Ю.Ф.** — докт. физ.-мат. наук, профессор НИ ТГУ (634050, г. Томск, пр. Ленина, 36), гл. науч. сотрудник ИСЭ СО РАН (634055, г. Томск, пр-т Академический, 2/3). E-mail: yufi55@mail.ru.

**Аксёнова К.В.** — аспирант кафедры физики СибГИУ (654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42). E-mail: alsaraeva\_kv@physics.sibsiu.ru.

**Громов В.Е.** — докт. физ.-мат. наук, профессор, заведующий той же кафедрой СибГИУ. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

**Коновалов С.В.** — докт. техн. наук, доцент, профессор той же кафедры СибГИУ. E-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru.

**Петрикова Е.А.** — аспирант ИСЭ СО РАН. E-mail: elizmarkova@yahoo.com.

**Для цитирования:** Иванов Ю.Ф., Аксёнова К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Петрикова Е.А. Увеличение усталостной долговечности эвтектического силумина электронно-пучковой обработкой // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 72–80. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-72-80.

*Ivanov Yu.F., Aksenova K.V., Gromov V.E., Konovalov S.V., Petrikova E.A.*  
**The increase in eutectic silumin fatigue life caused by electron beam processing**

Eutectic silumin was processed with a high-intensity pulsed electron beam, and a multi-fold increase in the material fatigue life was discovered. Scanning electron microscopy was used to study the modified layer structure and the fracture surface of silumin subjected to high-cycle fatigue breakdown tests. The factors responsible for the increase in fatigue life of silumin were identified and analyzed.

**Keywords:** high-intensity pulsed electron beam, silumin, structure, fatigue life.

**Ivanov Yu.F.** — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the National Research Tomsk State University (634050, Russia, Tomsk, Lenina str., 36), Researcher of the Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences (SB RAS) (634055, Russia, Tomsk, av. Akademicheskii, 2/3). E-mail: yufi55@mail.ru

**Aksenova K.V.** — Graduate Student, Department of physics, Siberian State Industrial University (SibSIU) (654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov str., 42). E-mail: alsaraeva\_kv@physics.sibsiu.ru.

**Gromov V.E.** — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the same Department of SibSIU. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

**Konovalov S.V.** — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the same Department of SibSIU. E-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru.

**Petrikova E.A.** — Graduate Student, Institute of High-Current Electronics of the SB RAS. E-mail: elizmarkova@yahoo.com.

**Citation:** Ivanov Yu.F., Aksenova K.V., Gromov V.E., Konovalov S.V., Petrikova E.A. Uvelichenie ustalostnoi dolgovechnosti evtekticheskogo silumina elektronno-puchkovoi obrabotkoi. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 72–80. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-2-72-80.

### Введение

Усталостное разрушение деталей является одной из наиболее часто (70–80 %) встречающихся причин выхода из строя оборудования, механизмов, машин и сооружений [1]. Усталостные трещи-

ны, как правило, зарождаются в поверхностном слое детали, а следовательно, его состояние оказывает существенное влияние на усталостную долговечность материала [2, 3].

Кардинальное повышение ресурсных свойств поверхностных слоев материала возможно при условии целенаправленного формирования в них дополнительных уровней структурно-фазового состояния в субмикро- и наноразмерной областях их существования. Эффективным методом указанной модификации и, как следствие, повышения усталостного ресурса [4–7] является обработка поверхности материала высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия, позволяющая изменять структуру поверхностного слоя толщиной в десятки микрометров, переводя его в мультимодальное структурно-фазовое состояние и практически не изменяя структурно-фазового состояния основного объема сплава [8, 9].

Целью настоящей работы являются анализ закономерностей модификации структуры эвтектического силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и выявление механизмов, ответственных за разрушение силумина, подвергнутого многоцикловым усталостным испытаниям.

## Материал и методика исследования

В качестве объекта исследований был использован силумин АК12 [3]. Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического несимметричного консольного изгиба [10]. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами сторон  $8 \times 14 \times 145$  мм. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полукруглости радиусом 10 мм. Температура испытаний составляла 300 К, частота нагружения образцов изгибом — 15 Гц при нагрузке 10 МПа.

Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществлялось на установке «СОЛЮ» [8] при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; частота следования импульсов  $0,3 \text{ с}^{-1}$ ; длительность импульса пучка электронов 50 и 150 мкс; плотность энергии пучка электронов  $10\text{--}25 \text{ Дж/см}^2$ ; количество импульсов воздействия 1, 3 и 5. Облучалась лицевая поверхность образцов, т.е. находящаяся над надрезом, имитирующим трещину.

На каждом режиме облучения испытывалось не менее 5 образцов. Исследования поверхности разрушения осуществлялись методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Tesla BS-301).

## Результаты исследования и их обсуждение

Характерной особенностью силумина эвтектического состава является наличие большого количества кристаллитов кремния преимущественно пластинчатой формы (рис. 1). Пластины располагаются хаотически либо декорируют границы зерен сплава.

Размеры пластин исследуемого в настоящей работе силумина в плоскости шлифа изменяются в пределах от единиц до десятков микрометров. Очевидно, что материал, содержащий такое количество хрупких включений разнообразных форм и размеров, будет обладать большим разбросом характеристик усталостной долговечности.

Действительно, выполненные нами испытания на усталостную долговечность выявили весьма широкий набор результатов, существенным образом зависящих как от структуры образца, так и от режима его облучения (см. таблицу и рис. 2).

Для структурных исследований поверхности обработки и поверхности разрушения силумина

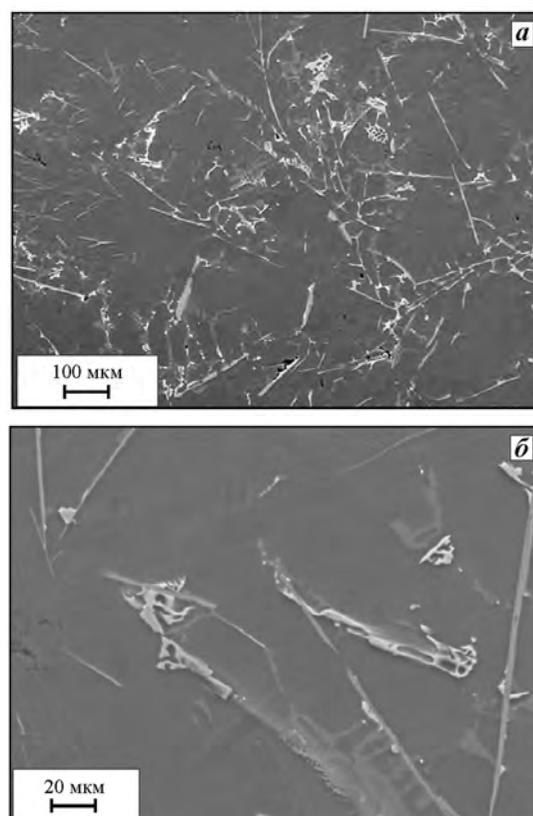
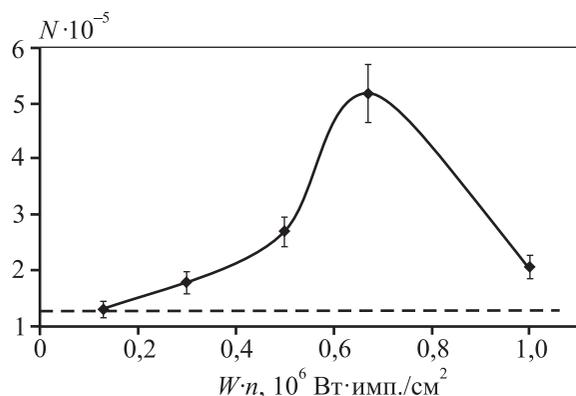


Рис. 1. Структура силумина перед усталостными испытаниями. Металлография травленого шлифа

были выбраны образцы, показавшие минимальную (при режимах облучения *I* и *II*) и максимальную (при режиме *III*) усталостную долговечность.



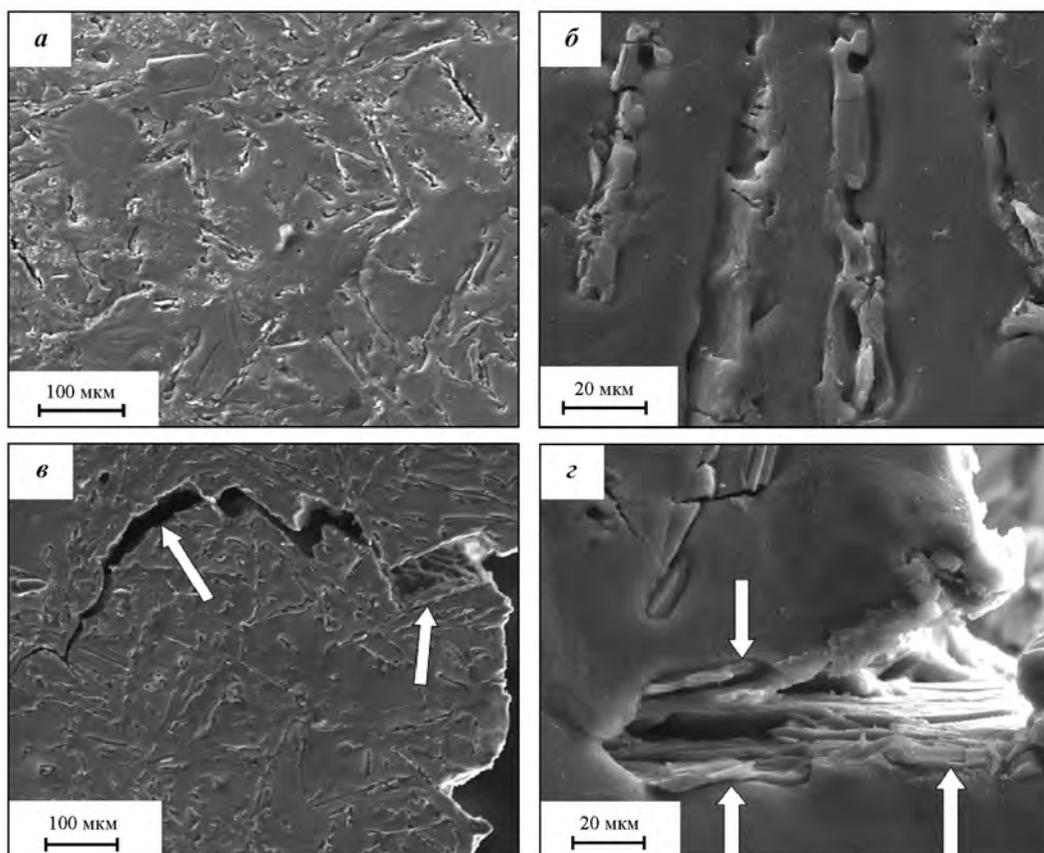
**Рис. 2.** Зависимость среднего количества циклов до разрушения ( $N$ ) от произведения плотности мощности ( $W$ ) на количество импульсов воздействия пучка электронов ( $n$ )

Штриховой линией указаны значения усталостной долговечности исходного материала

Как отмечалось выше, усталостная долговечность материала существенным образом зависит от структуры его поверхностного слоя. На рис. 3 представлены результаты исследования образца силумина, подвергнутого облучению электронным пучком по режиму *I* и показавшего при усталостных испытаниях минимальную долговечность. Анализ структуры, формирующейся при облучении силумина по данному режиму, дает основание заключить, что электронно-пучковая обработка приводит лишь к частичному плавлению пластин избыточного кремния (см. рис. 3, *a*). Процесс их оплавления сопровождается формиро-

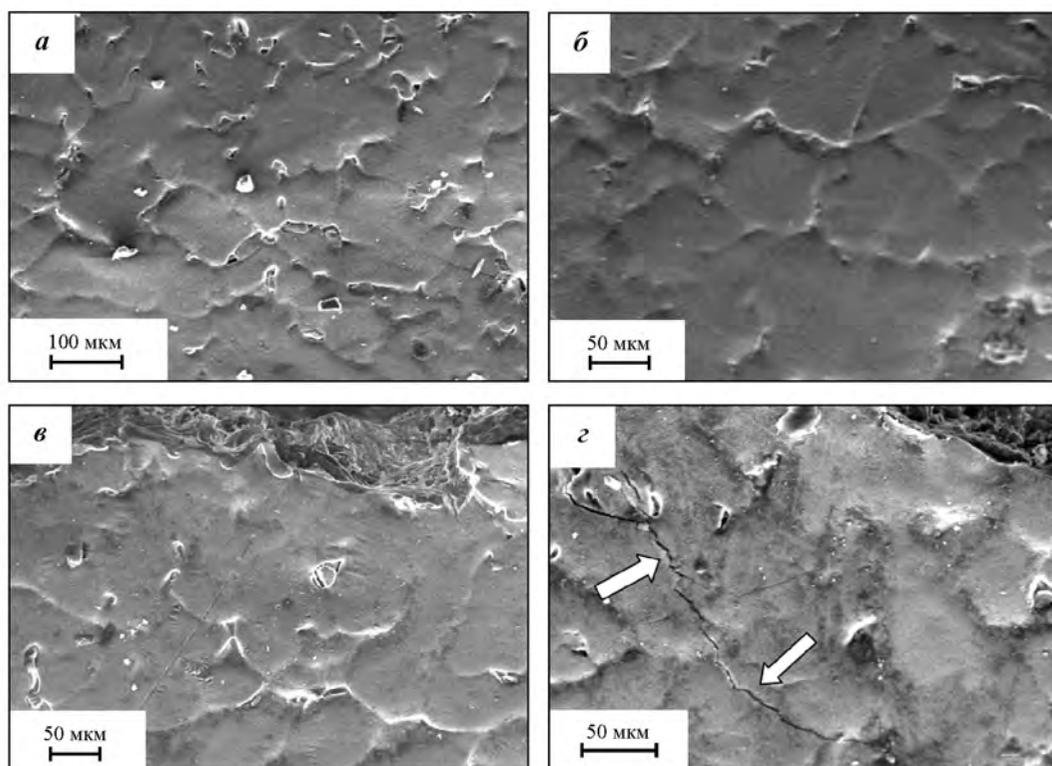
**Режимы облучения поверхности исследуемого образца силумина**

Режим	$E, \text{ Дж}/\text{см}^2$	$\tau, \text{ мкс}$	$n, \text{ имп.}$
<i>I</i>	15	150	3
<i>II</i>	20	150	1
<i>III</i>	20	150	5



**Рис. 3.** Структура поверхности силумина, обработанного электронным пучком по режиму *I* ( $15 \text{ Дж}/\text{см}^2, 150 \text{ мкс}, 3 \text{ имп.}$ )

*a, б* — исходное состояние; *в, г* — состояние после усталостных испытаний  
Стрелками на рис. *в* показана трещина, сформировавшаяся при испытаниях, а на рис. *г* — пластины кремния, разрушенные в ходе испытаний



**Рис. 4.** Структура поверхности силумина, обработанного электронным пучком по режиму III (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп.)

*a, б* – исходное состояние; *в, г* – состояние после усталостных испытаний  
Стрелками указана микротрещина, сформировавшаяся в ходе испытаний

ванием многочисленных микропор вдоль границы раздела пластина/матрица и микротрещин, расположенных в пластинах (см. рис. 3, б). Пластины кремния являются концентраторами напряжений. Усталостные испытания приводят к их разрушению и появлению протяженных микротрещин (см. рис. 3, в, г).

Таким образом, облучение поверхности силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме оплавления включений избыточного кремния сопровождается формированием в поверхностном слое микропор и микротрещин, ослабляющих материал. Последнее является определяющим фактором, способствующим незначительному повышению (см. рис. 2) усталостной долговечности материала.

Характерные изображения структуры, формирующейся при облучении силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком по режиму III (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп.), показавшего при испытаниях максимальную усталостную долговечность, представлены на рис. 4, а, б. Отчетливо видно, что по морфологическому признаку она кардинально отличается от структуры исход-

ного образца и обработанного по режиму I (см. рис. 1 и 3).

На поверхности облучения формируется однородная структура зеренного (ячеистого) типа (размер зерен эвтектики изменяется в пределах 30–50 мкм). Зерна разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 20 мкм (см. рис. 4, б). Концентраторы напряжений, способные являться источниками разрушения образца, на кромке излома не обнаруживаются (см. рис. 4, в). Трещины, параллельные поверхности разрушения, располагаются на некотором удалении от нее (см. рис. 4, г). Это, очевидно, указывает на то, что концентратор, явившийся причиной разрушения образца, находился под поверхностью, по всей видимости — на границе раздела жидкой и твердой фаз.

Таким образом, анализ поверхности эвтектического силумина, облученного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, показал, что высокоскоростное плавление и последующая кристаллизация поверхностного слоя с образованием структуры ячеистого типа с распределенными по границам ячеек прослойками избыточного

кремния, позволяют повысить усталостную долговечность этого сплава в среднем более чем в 3,5 раза по отношению к исходному состоянию (см. рис. 2).

Как правило, усталостное разрушение является процессом, развивающимся во времени в локальных объемах материала. При достижении определенного критического состояния наступает разрушение образца в целом. На поверхности разрушения выявляются три характерные области: зона усталостного роста трещины, зона долома и разделяющая их зона ускоренного роста трещины [11, 12]. Деформационные процессы, имеющие место при усталостных испытаниях материала, в полной мере развиваются в зоне усталостного роста трещины и в существенно меньшей степени — в зоне долома. Характерное изображение поверхности образцов силумина, разрушенных при режимах облучения *I* и *III*, представлено на рис. 5.

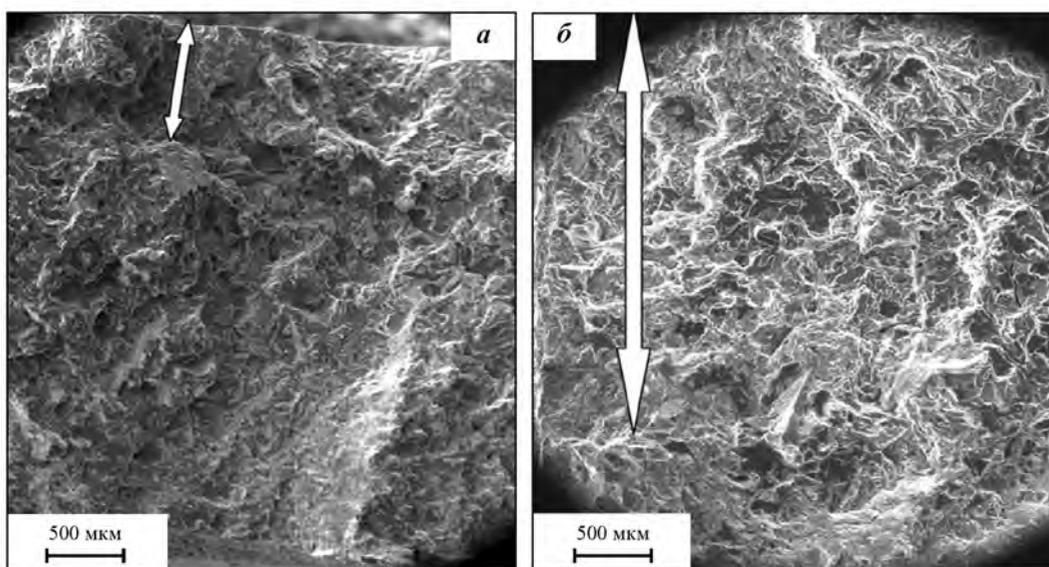
Ширина зоны усталостного роста трещины в исследуемых образцах силумина коррелированным образом связана с числом циклов до разрушения, т.е. зависит от условий облучения материала электронным пучком. Выполненные исследования показали, что толщина зоны усталостного роста трещины в образце, разрушенном при режиме *I*, составляет 0,96 мм, а при режиме *III* — 3,45 мм (см. рис. 5).

Ширину зоны усталостного роста трещины приравнивают к критической длине трещины [1].

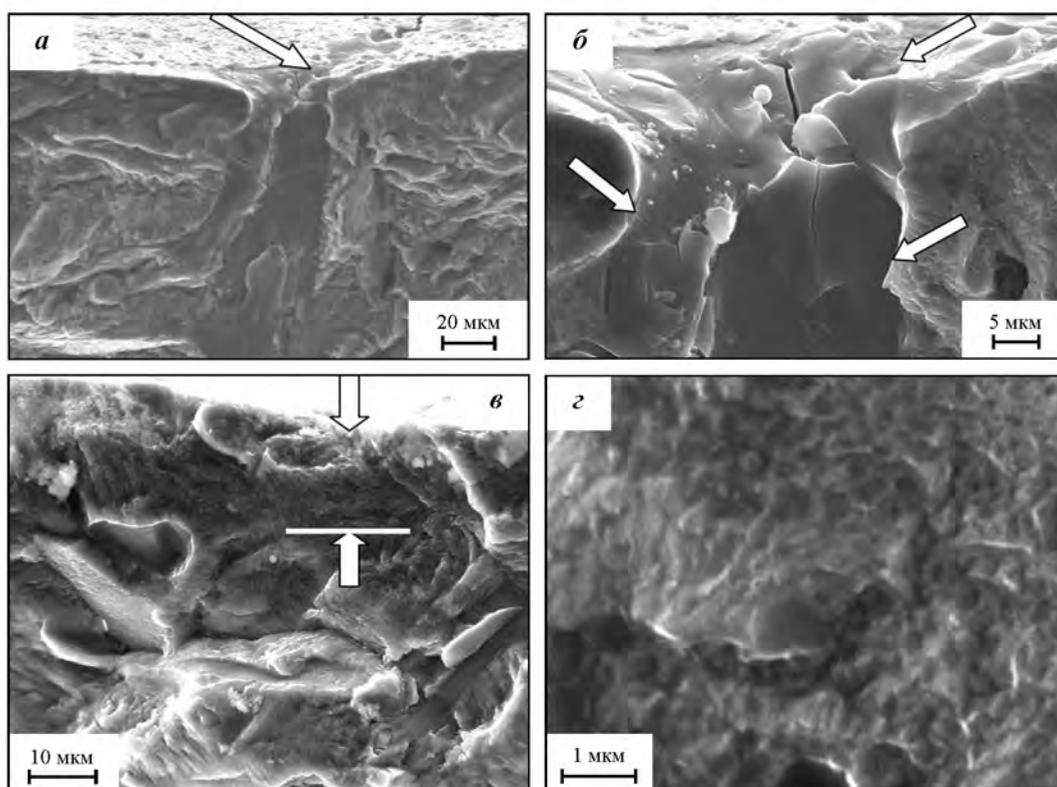
Следовательно, при оптимальных условиях облучения поверхности силумина пучком электронов удается увеличить критическую длину трещины более чем в 3 раза, повышая тем самым ресурс работоспособности материала. Подобные результаты были получены при многоцикловом нагружении феррито-перлитной стали 60ГС2 после электроимпульсной обработки на определенной стадии нагружения [13, 14].

По величине отношения площади чисто усталостной зоны к площади зоны, занятой доломом, можно ориентировочно судить о значении коэффициента безопасности материала [1]: чем меньше это отношение, тем ниже данный коэффициент при одной и той же величине нагрузки усталостных испытаний. Анализ фрактограмм исследуемого материала показал, что значение этого параметра изменяется от 0,24 (в случае использования режима *I*) до 0,86 (при режиме *III*). Следовательно, облучение силумина при оптимальных условиях существенно повышает коэффициент безопасности его эксплуатации.

Как правило, трещины при усталостных испытаниях зарождаются на поверхности материала либо в его приповерхностном слое. Анализ структуры образцов силумина, показавших сравнительно низкий уровень усталостной долговечности (при режимах облучения *I* и *II*), позволил выявить источник их разрушения. Как и следовало ожидать, концентратором критических напряжений



**Рис. 5.** Структура поверхности разрушения образцов силумина, подвергнутых облучению электронным пучком  
*a* — режим облучения *I* (15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 3 имп.); *б* — *III* (20 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 5 имп.)  
 Стрелками указаны зоны усталостного роста трещины



**Рис. 6.** Электронно-микроскопические изображения поверхности усталостного разрушения силумина при режимах облучения *II* ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 1 имп.) (*a, б*) и *III* ( $20 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс, 5 имп.) (*в, з*)

Стрелками на рис *a, б* показаны пластины кремния, а на рис *в* — толщина расплавленного электронным пучком слоя силумина

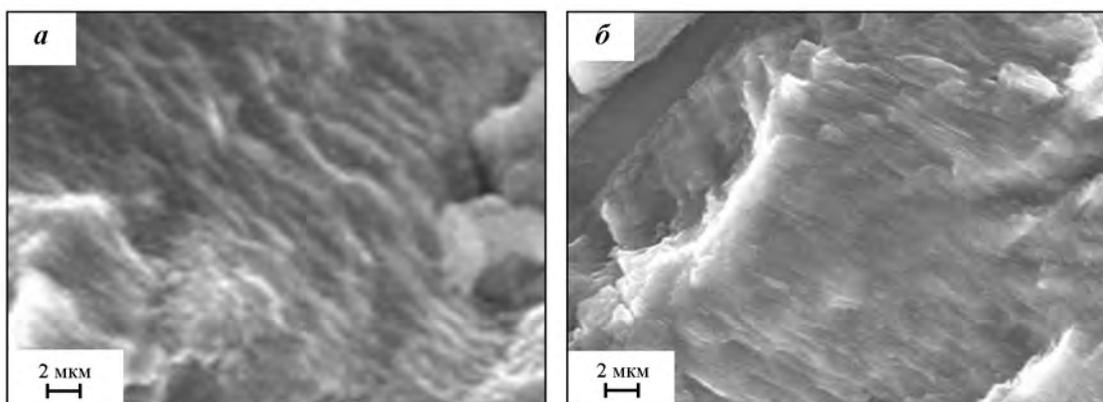
являлись крупные пластины кремния, расположенные на поверхности (см. рис. 3, *в, з*) и в приповерхностном слое (см. рис. 6, *a, б*) образцов. При облучении поверхности силумина электронным пучком по режиму *III* плавится поверхностный слой толщиной не менее 20 мкм (см. рис. 6, *в*).

Из рис. 6, *з* видно, что размеры фасеток поверхности разрушения изменяются в пределах от 250 до 100 нм, что, по всей видимости, отражает субмикроструктурное строение поверхностного слоя материала. Очевидно, формирование подобной субмикро- и наноразмерной структуры и является основной причиной, способствующей многократному увеличению усталостной долговечности силумина.

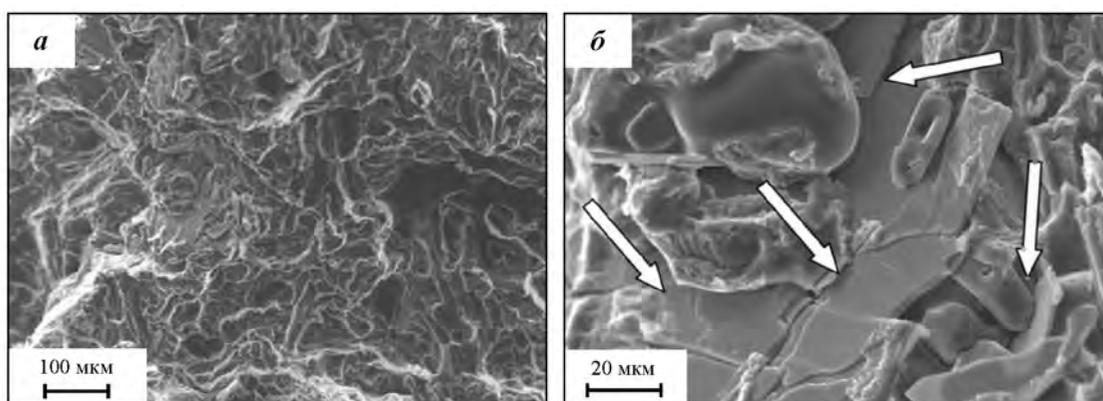
При каждом цикле изменения нагрузки у вершины трещины имеет место значительная, но сильно локализованная пластическая деформация. Поликристаллический характер структуры (зерненное строение твердого раствора на основе алюминия и большое количество сравнительно крупных пластин первичного кремния) приводит

к многократному ветвлению фронта разрушения материала. Образуется большое число микроскопически видимых параллельно расположенных следов разрушения, что особенно характерно для образца с максимальным числом циклов до разрушения (см. рис. 5, *б*).

К важным признакам усталостной зоны разрушения материала относятся так называемые усталостные бороздки [1, 2, 11, 12] (рис. 7), под которыми понимают полосы последовательно расположенных углублений и выступов или полосы со ступеньками сброса, ограниченные этими углублениями, располагающиеся параллельно фронту трещины. С каждым циклом нагружения трещина (излом) продвигается вперед на определенное расстояние. При этом на поверхности разрушения остается последовательный ряд полосок, т.е. они являются следом перемещающейся в общем случае на один шаг за каждый цикл нагружения трещины. По предложению авторов [15] данные полоски и названы «усталостными бороздками» [15]. Они перпендикулярны или почти перпенди-



**Рис. 7.** Усталостные бороздки, формирующиеся в силумине в результате усталостного разрушения *а* – образец, разрушенный при режиме облучения *II*; *б* – при режиме *III*



**Рис. 8.** Электронно-микроскопическое изображение поверхности усталостного разрушения силумина при режиме облучения *II*  
Стрелками показаны пластины кремния

кулярны к направлению распространения трещины. Бороздки могут быть непрерывными и правильными (характерны для сплавов алюминия) с уменьшающимся расстоянием между ними по мере уменьшения уровня напряжений и скорости распространения трещины. Они также могут быть прерывистыми и неправильными, что характерно для поверхности разрушения сталей.

При прочих равных условиях, связанных с организацией эксперимента усталостного нагружения, расстояние между бороздками будет определяться способностью материала сопротивляться распространению усталостной трещины: чем меньше расстояние между ними, тем большая сопротивляемость. Проведенные нами исследования показали, что среднее расстояние между усталостными бороздками в образцах силумина, разрушенных при режимах облучения *I* и *II*, близки и в среднем равны 0,95 мкм, а в образце, разрушенном при режиме *III*, — 0,28 мкм, что в 3,5 раза меньше, следо-

вательно, данный образец обладает более высокой сопротивляемостью распространению усталостной трещины.

Поверхность разрушения, как правило, имеет сложное строение. В двухфазных материалах, к которым относится анализируемый в настоящей работе сплав, обычно реализуется смешанный механизм усталостного разрушения. На рис. 8 наблюдаются ямки вязкого разрушения и фасетки квазискола. Ямки являются преобладающим элементом структуры поверхности разрушения и образуются в результате срезания микропор, через которые прошло разрушение зерен алюминия (рис. 8, *а*). Пластины кремния разрушаются по механизму скола (рис. 8, *б*).

## Заключение

Осуществлено модифицирование поверхности эвтектического силумина высокоинтенсивным

импульсным электронным пучком, проведены многоцикловые усталостные испытания и выявлен режим облучения, позволивший повысить усталостную долговечность материала более чем в 3,5 раза. Показано, что ее повышению способствуют значительное увеличение критической длины трещины, повышение коэффициента безопасности, снижение среднего расстояния между усталостными бороздками (трещины за цикл нагружения), формирование субмикро- и наноразмерной структуры.

*Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках государственного задания № 3.1496.2014/К и гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых — докторов наук (проект МД-2920.2015.8).*

## Литература

1. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1976.
2. Фрактография и атлас фрактограмм / Под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия, 1982.
3. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977.
4. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Гришунин В.А., Тересов А.Д., Коновалов С.В. Структура поверхностного слоя и усталостная долговечность рельсовой стали, облученной высокоинтенсивным электронным пучком // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16. No. 2. С. 47—53.
5. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А., Райков С.В., Коновалов С.В. Масштабные уровни структурно-фазовых состояний и усталостная долговечность рельсовой стали после электронно-пучковой обработки // Успехи физики металлов. 2013. Т. 14. No. 1. С. 67—80.
6. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sizov V.V., Vorob'ev S.V., Kononov S.V. Increase in the fatigue durability of stainless steel by electron-beam surface treatment // J. Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2013. Vol. 7. No. 1. P. 94—99.
7. Kononov S.V., Atroshkina A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Evolution of dislocation substructures in fatigue loaded and failed stainless steel with the intermediate electropulsing treatment // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527. No. 12. P. 3040—3043.
8. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Коваль Н.Н., Углов В.В., Черенда Н.Н., Бирик Н.В., Асташицкий В.М. Модификация структуры и свойств эвтектического

силумина электронно-ионно-плазменной обработкой. Минск: Белорусская наука, 2013.

9. Иванов Ю.Ф., Кобзарева Т.Ю., Райков С.В., Будовских Е.А. Модификация поверхности сплава ВТ6 плазмой электрического взрыва проводящего материала и облучением электронным пучком // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2013. No. 6. С. 45—49.
10. Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф. Усталость сталей при импульсном токовом воздействии. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2004.
11. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. Челябинск: Металлургия, 1988.
12. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2002.
13. Иванов Ю.Ф., Соснин О.В., Целлермаер В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. Поверхность разрушения стали 60Г2С, подвергнутой усталостным испытаниям в условиях промежуточного электростимулирования // Физическая мезомеханика. 2003. Т. 6. No. 3. С. 91—97.
14. Соснин О.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Козлов Э.В., Целлермаер В.В. Эволюция структуры стали 60Г2С при циклических усталостных испытаниях в условиях токового воздействия // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2003. No. 12. С. 27—30.
15. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение / Пер. с нем. М.: Металлургия, 1986.

## References

1. Kocan'da S. Ustalostnoe razrushenie metallov [Fatigue failure of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1976.
2. Fellouz J. (Ed.) Fraktografija i atlas fraktogramm [Fractography and satin fraktogramm]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
3. Stroganov G.B., Rotenberg V.A., Gershman G.B. Splavy aljuminija s kremniem [Alloys of aluminum and silicon]. Moscow: Metallurgiya, 1977.
4. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Grishunin V.A., Teresov A.D., Kononov S.V. Struktura poverhnostnogo sloja i ustalostnaja dolgovechnost' rel'sovoj stali, obluchennoj vysokointensivnym jelektronnym puchkom [The structure of the surface layer and the fatigue life of the rail steel, a high-intensity electron beam irradiated]. *Fizicheskaja mezomehanika*. 2013. Vol. 16. No. 2. P. 47—53.
5. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Grishunin V.A., Rajkov S.V., Kononov S.V. Masshtabnye urovni strukturno-fazovyh sostojanij i ustalostnaja dolgovechnost' rel'sovoj stali posle jelektronno-puchkovej obrabotki [Scale levels of structural-phase states and the fatigue life of rail steel

- after electron-beam processing]. *Uspehi fiziki metallov*. 2013. Vol. 14. No. 1. P. 67–80.
6. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sizov V.V., Vorob'ev S.V., Konovalov S.V. Increase in the fatigue durability of stainless steel by electron-beam surface treatment. J. Surface Investigation. *X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2013. Vol. 7. No. 1. P. 94–99.
  7. Konovalov S.V., Atroshkina A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Evolution of dislocation substructures in fatigue loaded and failed stainless steel with the intermediate electropulsing treatment. *Mater. Sci. Eng. A*. 2010. Vol. 527. No. 12. P. 3040–3043.
  8. Laskovnev A.P., Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Koval' N.N., Uglov V.V., Cherenda N.N., Bibik N.V., Astashinskij V.M. Modifikacija struktury i svojstv jevtekticheskogo silumina jelektronno-ionno-plazmennoj obrabotkoj [Modification of the structure and properties of the eutectic silumin electron-ion-plasma treated]. Minsk: Belorusskaya nauka, 2013.
  9. Ivanov Yu.F., Kobzareva T.Yu., Rajkov S.V., Budovskih E.A. Modifikacija poverhnosti splava VT6 plazmoj jelektricheskogo vzryva provodjashhego materiala i oblučeniem jelektronnym puchkom [Modification of the surface of the alloy VT6 plasma electric explosion of a conductive material and the electron beam irradiation]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgija*. 2013. No. 6. P. 45–49.
  10. Sosnin O.V., Gromov V.E., Kozlov Ye.V., Ivanov Yu.F. Uсталost' stalej pri impul'snom tokovom vozdejstvii [Fatigue steels under pulsed tone exposure]. Novokuznetsk: SibGIU, 2004.
  11. Ivanova V.S., Shanjavskij A.A. Kolichestvennaja frakto-grafija. Uсталostnoe razrushenie [Quantitative fractography. fatigue failure]. Cheljabinsk: Metallurgiya, 1988.
  12. Terent'ev V.F. Uсталost' metallicheskih materialov [Fatigue of metallic materials]. Moscow: Nauka, 2002.
  13. Ivanov Yu.F., Sosnin O.V., Cellermaer V.V., Gromov V.E., Kozlov Ye.V. Poverhnost' razrushenija stali 60G2S, podvergnutoj ustalostnym ispytaniyam v uslovijah promezhutochnogo jelektrostimulirovanija [The fracture surface of steel 60G2S subjected to fatigue testing under conditions of intermediate electrostimulation]. *Fizicheskaja mezomehanika*. 2003. Vol. 6. No. 3. P. 91–97.
  14. Sosnin O.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kozlov Ye.V., Cellermaer V.V. Jevoljucija struktury stali 60GS2 pri ciklicheskih ustalostnyh ispytaniyah v uslovijah tokovogo vozdejstvija [Evolution of steel 60GS2 cyclic fatigue tests under the impact of the current]. *Izv. vuzov. Cher. metallurgija*. 2003. No. 12. P. 27–30.
  15. Engele L., Klingele G. Rastrovaja jelektronnaja mikro-skopija. Razrushenie [Scanning electron microscopy. destruction]. Moscow: Metallurgija, 1986.