

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

1
2018

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

НАМ 60 ЛЕТ

**Universities' Proceedings
Non-Ferrous Metallurgy**

Scientific and Technical Journal

No. 1. 2018



Известия вузов. Цветная металлургия. 2018. № 1

Уважаемые коллеги!

Поздравляю вас с 60-летием журнала
«Известия вузов. Цветная металлургия».

Журнал «Известия вузов. Цветная металлургия» был создан в 1958 г. и является старейшим российским периодическим изданием.

Многолетняя история журнала является примером высокопрофессионального освещения научных проблем с представлением на своих страницах материалов о новых достижениях в области металлургии цветных, редких и благородных металлов.

Издание востребовано научным сообществом и ориентировано на широкий круг читателей, публикуя статьи работников вузов, РАН, промышленных компаний и зарубежных авторов по таким разделам, как:

- 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

С 2008 г. статьи журнала стали доступны зарубежным ученым и специалистам металлургической и смежных отраслей посредством переводной версии «Russian Journal of Non-Ferrous Metals» издательства «Allerton Press, Inc.» (с/o Springer), включенной в системы глобального цитирования Web of Science, Scopus, Science Citation Index Expanded (SciSearch), Journal Citation Reports/Science Edition, INSPEC, Google Scholar, CSA, Academic OneFile, ChemWeb, EI-Compendex, Expanded Academic, Geobase, GeoRef, OCLC, SCImago, Summon by ProQuest.

Желаю редакционной коллегии новых творческих побед, благополучия, роста числа высокорейтинговых научных статей, увеличения импакт-фактора, расширения географии читателей и авторов.

Успехов вам в освещении научно-практических достижений российских и зарубежных исследователей!



А.А. Черникова
Ректор НИТУ «МИСиС»



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
- Metallovedenie i termicheskaya obrabotka
- 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)



Известия вузов ЦВЕТНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

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

1 • 2018

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) 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) (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@isis.ru

Интернет: <http://cvmet.misis.ru>

Ведущий редактор Соснина О.В.

Дизайн и верстка Легкая Е.А.

Подписка

Агентство «Урал-пресс»

Агентство «Роспечать» — индекс 70382

Объединенный каталог «Пресса России» — индекс 38610

Электронные версии отдельных статей или журнала в целом доступны на сайтах: <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. 9,25

Сдано в набор 15.01.2018 г. Подписано в печать 15.02.2018 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», 2018 г.

Учредители

ФГАОУ ВО «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

Левашов 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

Ананьев М.В. — докт. хим. наук, ИВТЭ УрО РАН, Екатеринбург

Белов Н.А. — докт. техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

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

Гречников Ф.В. — докт. техн. наук, акад. РАН, проф., СНИУ, Самара

Гундеров Д.В. — докт. физ.-мат. наук, ИФМК УНЦ РАН, Уфа

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

Залавутдинов Р.Х. — канд. физ.-мат. наук, ИФХЭ РАН, Москва

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

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

Мамяченков С.В. — докт. техн. наук, проф., УрФУ, Екатеринбург

Мансуров З.А. — докт. хим. наук, проф., Институт проблем горения, Алматы, Казахстан

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., ИРНИТУ, Иркутск

Никитин К.В. — докт. техн. наук, проф., СамГТУ, Самара

Поляков П.В. — докт. хим. наук, проф., СФУ, Красноярск

Псахье С.Г. — докт. физ.-мат. наук, чл.-кор. РАН, проф., ИФПМ СО РАН, Томск

Рычков В.Н. — докт. хим. наук, проф., УрФУ, Екатеринбург

Сизяков В.М. — докт. техн. наук, проф., СПбГУ, Санкт-Петербург

Страумал Б.Б. — докт. физ.-мат. наук, ИФТТ РАН, Черноголовка, Московская обл.

Ткачева О.Ю. — докт. хим. наук, ИВТЭ УрО РАН, Екатеринбург

Хина Б.Б. — докт. физ.-мат. наук, доц., ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь

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

Штанский Д.В. — докт. физ.-мат. наук, проф., НИТУ «МИСиС», Москва

Abhilash — Dr., Ph.D., CSIR — National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur, India

Louzuigne 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., Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway

Rudolph Martin — Dr.-Ing., Helmholtz Institute Freiberg for Resource Technology, Freiberg, Germany

Sadoway D. — Prof., Dr., Massachusetts Institute of Technology, Boston, USA

Stopic Srecko — Dr.-Ing. habil., RWTH Aachen University, Aachen, Germany

Verhaege M. — Prof., Dr., University of Gent, Belgium

Xanthopoulos G. — Dr., National Center for Scientific Research «Demokritos», Agia Paraskevi, Attica, Greece

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

Zinigrad M. — Prof., Dr., Ariel University, Ariel, Israel

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

Izvestiya vuzov

TSVETNAYA METALLURGIYA

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

1 • 2018

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

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

Staff editor Sosnina O.V.

Layout designer Legkaya E.A.

Subscription

Ural-Press Agency

Rospechat' Agency (subscription index 70382)

Press of Russia Union Catalog
(subscription index 38610)

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

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

Format 60x88 1/8. Quires 9,25

Signed print 15.02.2018

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», 2018

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., Akad. of RANS, Head of Department 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

Abhilash — Dr., Ph.D., CSIR — National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur, India

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

Ananyev M.V. — Prof., Dr. Sci., Institute of High Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg, Russia

Belov N.A. — Prof., Dr. Sci., National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Chekmarev A.M. — Prof., Dr. Sci., Corresponding Member of 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

Grechnikov F.V. — Prof., Dr. Sci., Acad. of RAS, Samara National Research University n.a. S.P. Korolev (Samara University), Samara, Russia

Gunderov D.V. — Dr. Sci., Institute of Molecule and Crystal Physics Ufa Research Center of the RAS, Ufa, Russia

Ilyin A.A. — Prof., Dr. Sci., Acad. of RAS, Moscow Aviation Institute (National Research University), Russia

Khina B.B. — Dr. Sci., The Physical-Technical Institute of NAS of Belarus, Minsk, Belarus

Louzguine D.V. — Prof., Dr. Sci., Tohoku University, Japan

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

Mansurov Z.A. — Dr. Sci., Prof., Institute of Combustion Problems, Almaty, Kazakhstan

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. — Prof., Dr. Sci., Corresponding Member of RAS, 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., Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway

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

Psakhye S.G. — Dr. Sci., Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of the RAS, Tomsk, Russia

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

Rudolph Martin — Dr.-Ing., Helmholtz Institute Freiberg for Resource Technology, Freiberg, Germany

Sadoway D. — Prof., Dr., Massachusetts Institute of Technology, Boston, USA

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

Sizyakov V.M. — Prof., Dr. Sci., Saint-Petersburg Mining University, St. Petersburg, Russia

Stopic Srecko — Dr.-Ing. habil., RWTH Aachen University, Aachen, Germany

Straumal B.B. — Dr. Sci., Institute of Solid State Physics of the RAS, Chernogolovka, Moscow region

Tkacheva O.Yu. — Dr. Sci., Institute of High Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg, Russia

Verhaege M. — Prof., Dr., University of Gent, Belgium

Vof'dman G.M. — Prof., Dr. Sci., Moscow Technological University (MITHT), Moscow, Russia

Xanthopoulou G. — Dr., National Center for Scientific Research «Demokritos», Agia Paraskevi, Attica, Greece

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

Zalavutdinov R.Kh. — Cand. Sci., A.N. Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry of the RAS, Moscow, Russia

Zinigrad M. — Prof., Dr., Ariel University, Ariel, Israel

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

- 4 Егорова Ю.Б., Белова С.Б.**
К 90-летию Бориса Александровича Колачева

Металловедение и термическая обработка

- 12 Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Белова С.Б., Чибисова Е.В.**
Прогнозирование механических свойств поковок из титановых сплавов VT6 и VT3-1 в зависимости от химического состава и структуры
- 22 Скворцова С.В., Грушин И.А., Сперанский К.А., Кавченко Е.В.**
Влияние термической обработки на структуру и свойства листовых полуфабрикатов из жаропрочного сплава на основе титана, легированного РЗМ
- 30 Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А.**
Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME).
Часть I. Результаты экспериментальных исследований
- 43 Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А.**
Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME).
Часть II. Моделирование процесса сжатия образцов и виртуальных заготовок
- 53 Мамонов А.М., Слезов С.С., Гвоздева О.Н.**
Управление фазовым составом, структурой и комплексом свойств высокомодульного титанового сплава методами термоводородной обработки
- 64 Колтыгин А.В., Баженов В.Е.**
Влияние химического состава и режимов термической обработки на фазовый состав и механические свойства магниевого сплава ZK51A (МЛ12)

CONTENTS

- 4 Egorova Yu.B., Belova S.B.**
To commemorate the 90th anniversary of Boris Alexandrovich Kolachev

Physical Metallurgy and Heat Treatment

- 12 Egorova Yu.B., Davydenko L.V., Belova S.B., Chibisova E.V.**
Forecasting of mechanical properties of VT6 and VT3-1 titanium alloys forgings depending on chemical composition and structure
- 22 Skvortsova S.V., Grushin I.A., Speranskiy K.A., Kavchenko E.V.**
Effect of heat treatment on structure and properties of sheet semi-finished product made of heat-resistant alloy based on titanium and doped with rare-earth metal
- 30 Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A.**
Rheological properties of EP742-ID alloy in the context of Integrated Computational Materials Engineering (ICME).
Part 1. Results of experimental research
- 43 Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A.**
Rheological properties of EP742-ID alloy in the context of Integrated Computational Materials Engineering (ICME).
Part 2. Modeling the compression process for samples and virtual workpieces
- 53 Mamonov A.M., Slezov S.S., Gvozdeva O.N.**
Control of high-modulus titanium alloy phase composition, structure and complex of properties using thermohydrogen processing methods
- 64 Koltygin A.V., Bazhenov V.E.**
Effect of alloy composition and heat treatment on ZK51A (ML12) magnesium alloy phase composition and mechanical properties

К 90-ЛЕТИЮ БОРИСА АЛЕКСАНДРОВИЧА КОЛАЧЕВА (04.04.1928–22.06.2007)

© 2018 г. Ю.Б. Егорова, С.Б. Белова

Ступинский филиал Московского авиационного института
(национального исследовательского университета) (МАИ (НИУ))

Статья поступила в редакцию 01.04.17 г., подписана в печать 04.04.17 г.

Изложен жизненный путь и описаны основные научные достижения лауреата Государственной премии СССР, заслуженного деятеля науки и техники РСФСР, профессора, доктора технических наук Бориса Александровича Колачева, которому в 2018 г. исполнилось бы 90 лет.

Егорова Ю.Б. — докт. техн. наук, декан факультета, профессор кафедры «Моделирование систем и информационные технологии» Ступинского филиала МАИ (НИУ) (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, 4).
E-mail: egorova_mati@mail.ru.

Белова С.Б. — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: belovamai@gmail.com.

Для цитирования: Егорова Ю.Б., Белова С.Б. К 90-летию Бориса Александровича Колачева // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 4–11. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-4-11.

Egorova Yu.B., Belova S.B.

To commemorate the 90th anniversary of Boris Alexandrovich Kolachev

The paper expounds the life journey and main scientific achievements of Boris Alexandrovich Kolachev, laureate of the USSR State Prize, honored worker of science and technology of the RSFSR, professor, doctor of engineering who in 2018 would have turned 90 years old.

Egorova Yu.B. — Dr. Sci. (Tech.), dean of the faculty, prof., Department «Modeling of systems and information technology», Stupino branch of Moscow Aviation Institute (National Research University) (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 4). E-mail: egorova_mati@mail.ru.

Belova S.B. — Cand. Sci. (Tech.), docent, Department «Modeling of systems and information technology», Stupino branch of Moscow Aviation Institute (National Research University). E-mail: belovamai@gmail.com.

Citation: Egorova Yu.B., Belova S.B. K 90-letiyu Boris Aleksandrovicha Kolacheva. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 4–11. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-4-11.

В 2018 г. Борису Александровичу Колачеву исполнилось бы 90 лет. Его нет с нами уже 11 лет, но все эти годы он незримо присутствует — в наших делах, планах и помыслах.

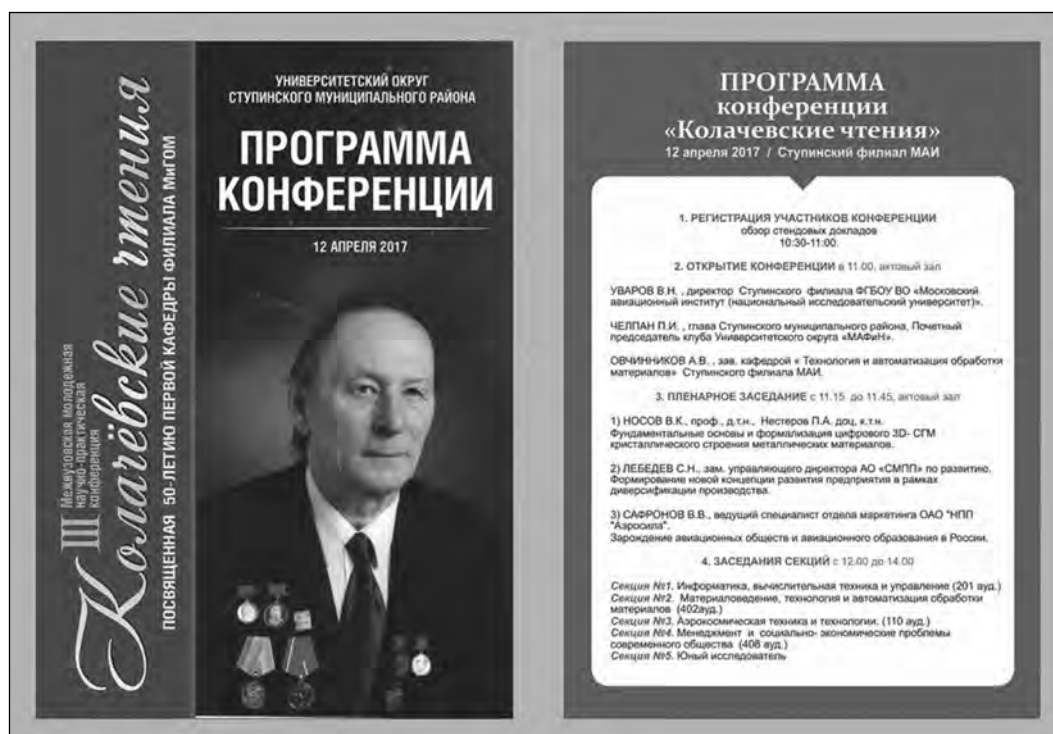
Это не красивые слова. Каждый раз, когда мы входим в здание Ступинского филиала МАИ (ранее МАТИ), мы мысленно здороваемся с ним, глядящим на нас с Памятной доски. Она установлена здесь не случайно. Борис Александрович являлся одним из основателей филиала, в котором он проработал всю свою жизнь, став гордостью МАТИ, города Ступина и всего отечественного металлургического дела.

Сейчас, когда пишутся эти строки, идет работа над очередным сборником материалов конференции, названной в честь Бориса Александровича «Колачевскими чтениями» [1, 2]. Увековечение таким образом имени ученого, предложенное

главой Ступинского муниципального района П. Челпаном, — дань глубочайшего уважения городу профессору Б.А. Колачеву. Также по инициативе П. Челпана учреждена премия им. Б.А. Колачева, призванная поддержать студентов, аспирантов, молодых ученых и специалистов в их научной деятельности.

Межвузовская молодежная научно-практическая конференция «Колачевские чтения» проходит в стенах института, в котором работал Борис Александрович. Поэтому память о нашем отце всегда с нами. А все самое интересное о жизни и творчестве Бориса Александровича хранит сайт «Колачевских чтений» <http://kolachevconf.ru>.

Борис Александрович Колачев родился 4 апреля 1928 г. в с. Воронцово Кимрского района Калининской области. Его мать была учительницей начальных классов, отец — бухгалтером. Детские годы



Программа конференции «Колачевские чтения» с портретом проф. Б.А. Колачева

нашего отца прошли в старинном русском городе Кашине. Закончив школу в 1946 г., Борис Александрович собирался подать документы в МГУ на астрономический факультет, но ... волею судьбы поступил в МАТИ на кафедру «Металловедение и технология термической обработки металлов». «Почему именно МАТИ, ответить трудно, — вспоминал Борис Александрович. — Видимо, интуиция сработала. К счастью, не подвела она меня: поступив на «металловедение», убедился, насколько это многогранно, многопланово, охватывает почти все сферы, связанные с наукой о металлах».

В 1952 г. Б.А. Колачев закончил МАТИ с красным дипломом, и его, как одного из лучших студентов, оставили в аспирантуре. В 1955 г. он успешно защитил кандидатскую диссертацию на тему «Явления, наблюдаемые при кристаллизации металлических расплавов, и некоторые области их применения» (научный руководитель — проф., докт. тех. наук Д.А. Петров).

В 1956 г. по предложению ректора МАТИ П.Ф. Чуднова Борис Александрович возглавил только что открытый вечерний факультет МАТИ в небольшом подмосковном городе Ступино. Ему



Вид на г. Кашин Тверской губернии, где прошли детские и юношеские годы Б.А. Колачева (фото 40-х годов XX в.)



Пятилетний Боря с родителями и младшим братом Геноей



Б.А. Колачев
в институтские годы

пришлось приложить много усилий по подбору первых педагогических кадров, созданию учебной и лабораторной базы, организации учебного процесса. В 1960 г. Ступинской металлургической компанией (СМК) в распоряжение факультета был предоставлен используемый и теперь 4-этажный корпус площадью более 3 тыс. м². В 1966 г. вечерний факультет был ре-

организован в Ступинский филиал МАТИ, который стал в Подмоскowie ведущим учебным центром по подготовке инженерных кадров. В это время Борис Александрович, не оставляя преподавательскую деятельность, сосредотачивает основное внимание на научной работе. На кафедре «Металловедение и горячая обработка металлов» он работает сначала доцентом, потом, после защиты в 1967 г. докторской диссертации, — профессором, с 1978 г. по 1992 г. — заведующим кафедрой, с 1992 по 2007 г. — заслуженным профессором МАТИ.

Б.А. Колачев способствовал расширению известности Ступинского филиала МАТИ и его авторитета благодаря многогранной и плодотворной научной и образовательной деятельности.

Ступинский филиал МАТИ является одним из ведущих вузов страны, в котором, начиная с 60-х годов прошлого века, под руководством Б.А. Колачева проводились и проводятся до сих пор работы по проблеме «титан—водород». Инициатором этих исследований был главный инженер СМК, лауреат Ленинской и трех Государственных премий, проф., докт. техн. наук В.А. Ливанов, которого Борис Александрович считал своим учителем. Первоначально данная проблема возникла из-за преждевременного разрушения титановых деталей в процессе их эксплуатации вследствие развития водородной хрупкости. Опасность последней считалась настолько серьезной, что ставился вопрос о целесообразности промышленного применения титана и его сплавов вообще. За рубежом в

1960-х годах это привело к значительному спаду их производства и потребления, в то время как в нашей стране подобного не произошло благодаря своевременно принятым мерам. На основе исследований, проведенных в 1960—1970-х годах под руководством Б.А. Колачева, были разработаны и внедрены в промышленность меры предотвращения развития водородной хрупкости.

Б.А. Колачев создал научную школу по водородной хрупкости металлов. Результаты исследований были обобщены в монографиях «Водород в титане» (1962 г.) [3] и «Водородная хрупкость цветных металлов» (1966 г.) [4]. Обе они были переведены в США на английский язык и получили высокую оценку отечественного и зарубежного научного сообщества. Последняя книга была удостоена премии им. К.Д. Чернова. Опубликованные результаты вошли также в докторскую диссертацию Бориса Александровича «Влияние водорода на структуру и свойства титана и его сплавов», успешно защищенную им в 1967 г.

Многие годы проф. Б.А. Колачев руководил созданной в Ступинском филиале МАТИ отраслевой (Министерства авиационной промышленности) лабораторией «Новые сплавы» по водородной хрупкости. Работы проводились в соответствии с координационным планом АН СССР «Влияние водорода на структуру и механические свойства сталей и сплавов» и были направлены на решение задач, связанных с созданием новых изделий авиационной техники. Практические рекомендации, разработанные по выполненным в лаборатории исследованиям, были использованы при выборе материалов и обосновании технологии изготовления



Б.А. Колачев с сотрудником готовятся к проведению экспериментов (1968 г.)



Зав. кафедрой «Металловедение и термическая обработка металлов» Б.А. Колачев в рабочем кабинете (1978 г.)

ния сверхзвукового самолета ТУ-144. Эти рекомендации вошли во многие технологические инструкции по применению и производству титановых сплавов. За все время использования титановых сплавов в изделиях ММЗ «Опыт» не было отмечено ни одного разрушения титановых конструкций, обусловленного водородом. За работы по обеспечению надежности авиационных изделий Борис Александрович был награжден в 1986 г. Государственной премией СССР. Результаты исследований по водородной хрупкости металлов были обобщены в серии монографий и справочных изданий [5–9].

С 1975 г. под руководством Б.А. Колачева в Ступинском филиале МАТИ были начаты работы по изучению влияния космического пространства на свойства материалов, работающих под напряжением. В 1980 г. на станции «Салют» на установке «Ресурс», созданной в Ступинском филиале МАТИ, были проведены первые в мире эксперименты по влиянию напряжений на свойства материалов в открытом космосе. Полученные результаты являются основой выбора материалов для длительной работы в условиях космоса. За работы в этой области Борис Александрович был награжден медалью памяти С.П. Королева.

Б.А. Колачев создал новое научное направление, в разработке которого Россия заняла ведущее место в мире, — водородная технология титановых сплавов. Долгое время водород считали наиболее вредной примесью в титане и его сплавах. Однако в процессе экспериментов по водородной хрупкости был обнаружен очень любопытный факт. При испытаниях на растяжение наводороженных об-

разцов при повышенных температурах не было обнаружено водородной хрупкости. Наоборот, пластичность образцов возросла в несколько раз. Этот факт стал отправной точкой развития водородной технологии титановых сплавов. В этой технологии водород выступает как необычный легирующий элемент, который вводится в металл на время технологической операции и выводится из него с помощью вакуумного отжига.

В исследованиях, выполненных Ступинским филиалом совместно с кафедрой МАТИ «Металловедение и технология термической обработки металлов», руководимой акад. РАН, проф., докт. техн. наук А.А. Ильиным, были обнаружены следующие благоприятные эффекты легирования титановых сплавов водородом:

- в несколько раз снижаются напряжения течения металла при горячей обработке давлением, диффузионной сварке, компактировании порошков и гранул;

- облегчается структурообразование — в частности, грубые пластинчатые структуры легко преобразуются в мелкозернистые глобулярные;

- снижаются температуры в зоне резания, значительно уменьшаются усилия резания и в несколько раз повышается стойкость инструмента;

- усиливается адгезия в контакте титан—титан.

Водородная технология титановых сплавов включает в себя: водородное пластифицирование; термоводородную обработку; компактоводородные процессы; механоводородную обработку; водородную технологию титанового литья. Водородная технология позволяет разрешить многие трудности производства титановых полуфабрикатов и изделий.



Б.А. Колачев (крайний справа) в президиуме Международной конференции по водородной хрупкости металлов (1984 г.)

К настоящему времени термоводородная обработка и водородное пластифицирование сформировались в самостоятельные научные направления под руководством акад. РАН, проф., докт. техн. наук А.А. Ильина и проф., докт. техн. наук В.К. Носова соответственно. Результаты исследований изложены в монографиях «Водородное пластифицирование при горячей деформации титановых сплавов» (1986 г.) [10] и «Водородная технология титановых сплавов» (2002 г.) [11].

Борис Александрович является одним из основателей отечественного металловедения титана и его сплавов. Особенно большой вклад он внес в теорию фазовых превращений в титановых сплавах. Для научной школы проф. Б.А. Колачева в этой области характерно максимально возможное использование диаграмм состояния для описания и предсказания фазовых превращений и фазовых состояний. Это направление нашло наиболее полное воплощение в работах по связи фазового состава закаленных титановых сплавов с их химическим составом, взаимосвязи диаграмм изотермических и анизотермических превращений с коэффициентом β -стабилизации сплавов, связи механических свойств сплавов с их фазовым составом и характеристиками отдельных фаз, составляющих сплав. Уже в одной из первых работ в этой области Б.А. Колачевым была показана целесообразность введения диаграммы фазового состава титановых сплавов в координатах «структурный эквивалент β -стабилизаторов по молибдену — структурный эквивалент α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию». Диаграмма фазового состава титановых сплавов позволила обосновать принципы легирования титановых сплавов разных классов. Результаты исследований были обобщены в ряде монографий [12–19]. Последним научным трудом Бориса Александровича является справочное издание «Титановые сплавы. Состав, структура, свойства» [20], которое он отправил в редакцию ВИЛСа незадолго до смерти.

Под руководством Б.А. Колачева выполнены и успешно защищены сотни дипломных работ, 50 кандидатских диссертаций. Восемь его учеников стали докторами наук (А.А. Ильин, В.К. Носов, В.А. Володин, Л.А. Бунин, А.В. Фишгойт, В.С. Лясоцкая, А.В. Мальков, Р.М. Габидуллин). Среди учеников Бориса Александровича — академики и члены-корреспонденты Российской академии наук, руководители институтов, кафедр, крупных научных и производственных коллекти-

вов. Они имеют уже своих многочисленных учеников, свои научные школы.

Б.А. Колачевым опубликовано около 500 статей, 30 книг, в том числе 10 учебников для студентов вузов страны. Две его монографии переведены на английский язык, одна — на испанский. Учебники «Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов» (1972 г.) [21] и «Технология термической обработки цветных металлов и сплавов» (1980 г.) [22], неоднократно переиздававшиеся, являются настольными книгами не только студентов, но и металлургов, технологов, инженеров. Последний написанный им учебник «Физическое материаловедение» [23] вышел в издательстве МАТИ в декабре 2007 г. уже после смерти Бориса Александровича.

Под руководством Б.А. Колачева киностудией «Киевнаучфильм» выпущены 3 учебных кинофильма. За кинофильм «Кристаллизация металлов» Борис Александрович удостоен первой премии на Международном кинофестивале научных, учебных и популярных фильмов, состоявшемся в 1979 г. в г. Катовице (Польша). Под его руководством созданы три оригинальных контрольно-обучающих стенда по изучению тройных диаграмм состояния, за которые были получены две бронзовые медали ВДНХ. Б.А. Колачев — автор 4 патентов и 17 авторских свидетельств на изобретения.

Около сотни докладов сделаны Борисом Александровичем на международных, всесоюзных и российских конференциях. Запросы на оригинальные работы проф. Б.А. Колачева приходили из Польши, ГДР и ФРГ, США, Бразилии, Италии, Японии, Китая.

Борис Александрович многие годы работал членом экспертного совета по металлургии и металловедению Высшей аттестационной комиссии при Совмине СССР, зам. председателя методического совета Минвуза СССР по металловедению и термической обработке, был членом научного совета АН СССР по новым конструкционным материалам, научного совета АН УССР по физико-химической механике материалов, редакционного совета издательства «Металлургия», ряда диссертационных советов ВАК, входил в состав редколлегии журнала «Известия вузов. Цветная металлургия». Он был членом международной комиссии по водородной обработке материалов при Международной ассоциации по водородной энергетике и награждался золотым дипломом этой комиссии.



Губернатор Московской области Б.В. Громов вручает Б.А. Колачеву диплом и знак лауреата премии в номинации «За достижения в области науки» (Колонный зал, 2004 г.)

За успехи в научно-педагогической деятельности Б.А. Колачев удостоен званий «Заслуженный деятель науки и техники РСФСР», «Заслуженный профессор МАТИ им. К.Э. Циолковского».

За многолетнюю и плодотворную научно-педагогическую деятельность по воспитанию кадров высокой квалификации и научные достижения Борису Александровичу в 1998 г. было присвоено звание «Почетный гражданин города Ступино». Он также был награжден знаком «Почетный ветеран Подмосковья». В 2003 г. Б.А. Колачев стал лауреатом премии губернатора Московской области Б.В. Громова за достижения в области науки.

Для нас же наш отец — Ученый и Учитель с большой буквы. Борис Александрович обладал удивительным личным обаянием, которое всегда располагало к нему людей всех возрастов. В то же время он был требовательным в отношении научной добросовестности, нравственности и порядочности. Его лекции и доклады отличались блестящим знанием предмета, эрудицией, строгой логичностью, феноменальной способностью объяс-

нить чрезвычайно сложные явления простым и доступным языком.

Научная и преподавательская деятельность Бориса Александровича является примером служения науке, образцом воспитания настоящих профессиональных специалистов — от инженеров до докторов наук. Мы надеемся, что память о нашем отце — Борисе Александровиче Колачеве — надолго сохранится в сердцах тех, кто имел возможность его знать, а его книги, монографии, научные труды помогут еще не одному поколению студентов, аспирантов, инженеров, ученых — всем тем, кто посвятит свою жизнь науке о металлах.

Литература

1. Первые Колачевские чтения: Материалы межвузовской молодежной научно-практической конференции. М.: ИНФРА-М, 2015.
2. Вторые Колачевские чтения: Материалы межвузовской молодежной научно-практической конференции. М.: ИНФРА-М, 2016.
3. Ливанов В.А., Буханова А.А., Колачев Б.А. Водород в титане. М.: Metallurgizdat, 1962.
4. Колачев Б.А. Водородная хрупкость цветных металлов. М.: Metallurgiya, 1966.
5. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Metallurgiya, 1985.
6. Колачев Б.А., Садков В.В., Талалаев В.Д., Фишгойт А.В. Вакуумный отжиг титановых конструкций. М.: Машиностроение, 1991.
7. Коган Я.Д., Колачев Б.А., Левинский Ю.В., Назимов О.П., Фишгойт А.В. Константы взаимодействия металлов с газами: Справочник. М.: Metallurgiya, 1986.
8. Колачев Б.А., Ильин А.А., Лавренко В.А., Левинский Ю.В. Гидридные системы: Справочник. М.: Metallurgiya, 1992.
9. Колачев Б.А., Шалин Р.Е., Ильин А.А. Сплавы-накопители водорода: Справочник. М.: Metallurgiya, 1995.
10. Носов В.К., Колачев Б.А. Водородное пластифицирование при горячей деформации титановых сплавов. М.: Metallurgiya, 1986.
11. Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Водородная технология титановых сплавов. М.: МИСиС, 2002.
12. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Metallurgiya, 1976.
13. Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я., Глазунов С.Г., Колачев Б.А., Коробов О.С., Мальков А.В., Моисеев В.Н., Ноткин А.Б., Перцовский Н.З., Полькин И.С., Семенова Н.М., Солонина О.П., Шаханова Г.В. Металлография титано-

- вых сплавов / Под ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева. М.: Металлургия, 1980.
14. Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г., Ильин А.А., Колачев Б.А., Коллеров М.Ю., Коробов О.С., Лясоцкая В.С., Мальков А.В., Моисеев В.Н., Ноткин А.Б., Перцовский Н.З., Полькин И.С., Семенова Н.М., Хорев А.И., Хорев М.А., Шаханова Г.В. Металловедение титана и его сплавов / Под ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева. М.: Металлургия, 1992.
 15. Братухин А.Г., Колачев Б.А., Садков В.В., Талалаев В.Д., Веселов А.А. Технология производства титановых самолетных конструкций. М.: Машиностроение, 1995.
 16. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов. М.: Металлургия, 1995.
 17. Володин В.А., Воробьев И.А., Колачев Б.А., Митин А.В., Мальков А.В., Коростелев А.Ф. Технология изготовления титановых деталей крепления. М.: Металлургия, 1996.
 18. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. М.: ВИЛС, 2000.
 19. 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.
 20. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС—МАТИ, 2009.
 21. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник. М.: Металлургия, 1972; 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1981; 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 1999; 4-е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 2005.
 22. Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов: Учебник. М.: Металлургия, 1980; 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1992.
 23. Ильин А.А., Колачев Б.А., Егорова Ю.Б. Физическое материаловедение: Учеб. пос. М.: МАТИ, 2007.
 - second Kolachev readings: Materials of the interuniversity youth scientific-practical conference]. Moscow: INFRA-M, 2016.
 3. Livanov V.A., Bukhanova A.A., Kolachev B.A. Vodorod v titane [Hydrogen in titanium]. Moscow: Metallurgizdat, 1962.
 4. Kolachev B.A. Vodorodnaya khrupkost' tsvetnykh metallov [Hydrogen fragility of non-ferrous metals]. Moscow: Metallurgiya, 1966.
 5. Kolachev B.A. Vodorodnaya khrupkost' metallov [Hydrogen fragility of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1985.
 6. Kolachev B.A., Sadkov V.V., Talalaev V.D., Fishgoit A.V. Vakuumnyi otzhig titanovykh konstruktssii [Vacuum annealing of titanium designs]. Moscow: Mashinostroenie, 1991.
 7. Kogan Ya.D., Kolachev B.A., Levinsky Yu.V., Nazimov O.P., Fishgoit A.V. Konstanty vzaimodeistviya metallov s gazami [The constants of the interaction of metals with gases]. Moscow: Metallurgiya, 1986.
 8. Kolachev B.A., Ilyin A.A., Lavrenko V.A., Levinsky Yu.V. Gidridnye sistemy [Hydride systems]. Moscow: Metallurgiya, 1992.
 9. Kolachev B.A., Shalin R.E., Ilyin A.A. Splavy-nakopiteli vodoroda [Alloys drives hydrogen]. Moscow: Metallurgiya, 1995.
 10. Nosov V.K., Kolachev B.A. Vodorodnoe plastifitsirovanie pri goryachei deformatsii titanovykh splavov [Hydrogen plastification in hot deformation of titanium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986.
 11. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M. Vodorodnaya tekhnologiya titanovykh splavov [Hydrogen technology of titanium alloys]. Moscow: MISIS, 2002.
 12. Kolachev B.A. Fizicheskoe metallovedenie titana [Physical metallurgy of titanium]. Moscow: Metallurgiya, 1976.
 13. Borisova E.A., Bochvar G.A., Brun M.Ya., Glazunov S.G., Kolachev B.A., Korobov O.S., Mal'kov A.V., Moiseev V.N., Notkin A.B., Pertsovskii N.Z., Pol'kin I.S., Semenova N.M., Solonina O.P., Shakhanova G.V. Metallografiya titanovykh splavov [Metallography of titanium alloys]. Eds. S.G. Glazunov, B.A. Kolachev. Moscow: Metallurgiya, 1980.
 14. Belov S.P., Brun M.Ya., Glazunov S.G., Ilyin A.A., Kolachev B.A., Kollerov M.Yu., Korobov O.S., Lyasotskaya V.S., Mal'kov A.V., Moiseev V.N., Notkin A.B., Pertsovskii N.Z., Pol'kin I.S., Semenova N.M., Khorev A.I., Khorev M.A., Shakhanova G.V. Metallovedenie titana i ego splavov [Physical metallurgy of titanium and his alloys]. Eds. S.G. Glazunov, B.A. Kolachev. Moscow: Metallurgiya, 1992.
 15. Bratukhin A.G., Kolachev B.A., Sadkov V.V., Talalaev V.D., Veselov A.A. Tekhnologiya proizvodstva titanovykh samoletnykh konstruktssii [Technology of production of

References

- titanium aircraft designs]. Moscow: Mashinostroenie, 1995.
16. Kolachev B.A., Betsofen S.Ya., Bunin L.A., Volodin V.A. Fiziko-mekhanicheskie svoistva legkikh konstruktsionnykh splavov [Physical and mechanical properties of light constructional alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1995.
 17. Volodin V.A., Vorob'ev I.A., Kolachev B.A., Mitin A.V., Mal'kov A.V., Korostelev A.F. Tekhnologiya izgotovleniya titanovykh detalei krepeleniya [The technology of manufacturing of titanium details of fastening]. Moscow: Metallurgiya, 1996.
 18. Kolachev B.A., Pol'kin I.S., Talalaev V.D. Titanovye splavy raznykh stran [Titanium alloys of the different countries]. Moscow: VILS, 2000.
 19. Kolachev B.A., Eliseev Yu.S., Bratukhin A.G., Talalaev V.D. Titanovye splavy v konstruktsiyakh i proizvodstve aviadvigatelei i aviatsionno-kosmicheskoi tekhniki [Titanium alloys in designs and production of aircraft engines and the aerospace technique]. Moscow: MAI, 2001.
 20. Ilyin A.A., Kolachev B. A., Pol'kin I.S. Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoistva [Titanium alloys. Composition, structure, properties]. Moscow: VILS—MATI, 2009.
 21. Kolachev B.A., Livanov V.A., Elagin V.I. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1972; 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1981; 3rd ed. Moscow: MISIS, 1999; 4 ed. Moscow: MISIS, 2005.
 22. Kolachev B.A., Gabidullin R.M., Piguzov Yu.V. Tekhnologiya termicheskoi obrabotki tsvetnykh metallov i splavov [The technology of heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1980; 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1992.
 23. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Egorova Yu.B. Fizicheskoe materialovedenie [Physical material science]. Moscow: MATI, 2007.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКОВОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И ВТ3-1 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ

© 2018 г. Ю.Б. Егорова, Л.В. Давыденко, С.Б. Белова, Е.В. Чибисова

Ступинский филиал Московского авиационного института
(национального исследовательского университета) (МАИ (НИУ))

Московский политехнический университет

Статья поступила в редакцию 11.02.17 г., доработана 11.03.17 г., подписана в печать 14.03.17 г.

Исследованы статистические зависимости механических свойств 218 поковок (15 типоразмеров), изготовленных из сплавов ВТ3-1 и ВТ6 в 2000–2014 гг., от химического состава (содержания легирующих элементов и примесей, структурных и прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену), типа, подтипа и параметров структуры после отжига, закалки и старения. Установлено, что прочностные и пластические характеристики однотипных поковок изменяются в довольно широких пределах. Оценена доля вариации свойств поковок, обусловленная колебаниями содержания основных компонентов и примесей, а также влиянием типа структуры и размеров структурных составляющих. На основе корреляционного анализа выявлено, что изменение количеств каждого легирующего элемента и примеси не сказывается на свойствах поковок или слабо на них влияет. Это обусловлено небольшими интервалами колебаний их концентраций в пределах марочного состава. Однако их суммарное содержание, выраженное через эквиваленты по алюминию и молибдену, может изменяться в довольно широком диапазоне. Статистически обосновано, что доля вариации предела прочности поковок сплавов ВТ3-1 и ВТ6, обусловленная влиянием химического состава (в перерасчете на эквиваленты по алюминию и молибдену), может составлять ~25÷65 %, а влиянием только типа и подтипа структуры – около 20 %. При совместном действии этих двух факторов (состав + структура) доля вариации может достигать ~50÷65 %. Для характеристик пластичности и ударной вязкости этот показатель меньше и лежит в интервале 20–35 %. Предложены математические модели для прогнозирования механических свойств поковок в зависимости от параметров структуры и эквивалентов по алюминию и молибдену.

Ключевые слова:ковки титановых сплавов, химический состав, структура, механические свойства, прогнозирование свойств.

Егорова Ю.Б. — докт. техн. наук, декан факультета, профессор кафедры «Моделирование систем и информационные технологии» Ступинского филиала МАИ (НИУ) (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, 4).
E-mail: egorova_mati@mail.ru.

Давыденко Л.В. — канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения Московского политехнического университета (107023, г. Москва, ул. Большая Семеновская, 38). E-mail: mami-davydenko@mail.ru.

Белова С.Б. — канд. техн. наук, доцент кафедры «Моделирование систем и информационные технологии» Ступинского филиала МАИ (НИУ). E-mail: belovamai@gmail.com.

Чибисова Е.В. — нач. отдела науч.-техн. информации Ступинского филиала МАИ (НИУ). E-mail: echibisova@mail.ru.

Для цитирования: Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Белова С.Б., Чибисова Е.В. Прогнозирование механических свойств поковок из титановых сплавов ВТ6 и ВТ3-1 в зависимости от химического состава и структуры // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 12–21. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-12-21.

Egorova Yu.B., Davydenko L.V., Belova S.B., Chibisova E.V.

Forecasting of mechanical properties of VT6 and VT3-1 titanium alloys forgings depending on chemical composition and structure

The paper studies the statistical dependence of the mechanical properties of 218 forgings (15 types) made of VT3-1 and VT6 alloys in 2000–2014 on chemical composition (the content of alloying elements and admixtures, structural and strength equivalents of aluminum and molybdenum), structure types, subtypes and parameters after annealing, quenching and aging. It was found that the strength and plastic properties of one-type forgings vary quite widely. The share of variation of forging properties due to fluctuations in the content of main components and admixtures, as well as the influence of structure types and sizes of structural components was estimated. Based on the correlation analysis it was revealed that the change of each alloying element or admixture content has a little or no effect on forging properties. This is caused by small increments of their change within the grade composition. However, their total content

expressed in terms of aluminum and molybdenum equivalents can vary over a fairly wide range. It was statistically substantiated that the share of tensile strength variation of VT3-1 and VT6 forgings may be $\sim 25\div 65\%$ due to the influence of their chemical compositions (in terms of aluminum and molybdenum equivalents), and about 20 % due to only the influence of structure types and subtypes. When these two factors (composition + structure) are combined, the share of variation can reach $\sim 50\div 65\%$. For plastic properties and impact toughness, this figure is less and ranges from 20 to 35 %. The mathematical models are offered to forecast the mechanical properties of forgings depending on the structure parameters and aluminum and molybdenum equivalents.

Keywords: titanium alloys forgings, chemical composition, structure, mechanical properties, forecasting of properties.

Egorova Yu.B. — Dr. Sci. (Tech.), dean of the faculty, prof., Department «Modeling of systems and information technology», Stupino branch of Moscow Aviation Institute (National Research University) (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 4). E-mail: egorova_mati@mail.ru.

Davydenko L.V. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department «Materials science», Moscow Polytechnic University (107023, Russia, Moscow, Bol'shaya Semenovskaya str., 38). E-mail: mami-davidenko@mail.ru.

Belova S.B. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department «Modeling of systems and information technology», Stupino branch of Moscow Aviation Institute (National Research University). E-mail: belovamai@gmail.com.

Chibisova E.V. — head of Department of scientific and technical information, senior lecturer, Department «Modeling of systems and information technology», Stupino branch of Moscow Aviation Institute (National Research University). E-mail: echibisova@mail.ru.

Citation: Egorova Yu.B., Davydenko L.V., Belova S.B., Chibisova E.V. Prognostirovanie mekhanicheskikh svoystv pokovok iz titanovykh splavov VT6 i VT3-1 v zavisimosti ot khimicheskogo sostava i struktury. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 12–21. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-12-21.

Введение

Для прогнозирования свойств различных материалов, моделирования и проектирования технологических процессов обработки металлов давлением, термической и механической обработки используют различные программные комплексы и системы, из которых наиболее распространенными являются DeForm, QForm, ThermoCalc, JMatPro, ICME и др. [1–18]. Однако они нуждаются в существенной корректировке и адаптации к реальным условиям производства.

Сложность разработки пакетов прикладных программ для прогнозирования обусловлена неоднозначностью влияния типа и параметров структуры на комплекс механических характеристик, а также крайней структурной чувствительностью титановых сплавов, так что свойства даже однотипных полуфабрикатов могут изменяться в довольно широких пределах. Для прогнозирования комплекса свойств промышленных полуфабрикатов целесообразно выявить степень их зависимости от типа и параметров структуры, а также от марочных колебаний химического состава. Для этих целей можно использовать как экспериментальные и литературные данные, так и результаты производственных испытаний и промышленного контроля, которые накоплены в больших количествах на предприятиях — производителях или потребителях титана [19].

Общие закономерности взаимосвязей «структура—свойства» рассмотрены в многочисленных

отечественных и зарубежных работах, в частности в монографиях [20–23] и трудах международных конференций по титану, например докладах [10–17]. Первые систематические исследования в этом направлении были начаты еще в 1970-х годах в ВИС М.Я. Бруном с сотр., а основные зависимости механических свойств титановых сплавов от параметров пластинчатой и глобулярной структур были ими обобщены в 1-м (1979 г.) и 2-м (1996 г.) изданиях монографии «Полуфабрикаты из титановых сплавов» [20, 21]. Однако исследования были проведены без учета колебаний химического состава сплавов и на различных видах полуфабрикатов, при этом разные типы структуры и размеры структурных составляющих были получены специально подобранными режимами обработки давлением и термической обработки, далекими от производственных условий. Наиболее полные исследования были выполнены для сплава VT3-1, который в нашей стране до сих пор является одним из самых распространенных сплавов авиационного назначения, несмотря на происходящую в последние годы его замену на сплав VT6.

Цель настоящей работы состояла в исследовании статистических зависимостей механических свойств поковок авиационного назначения из сплавов VT6 и VT3-1 от колебаний марочного состава, типа и параметров структуры и разработке на этой основе методов прогнозирования комплекса механических свойств.

Методика исследований

Объектами исследования послужили 218 поковок (15 типоразмеров) промышленного производства из сплавов ВТ6 и ВТЗ-1 разных плавок, изготовленных в 2000–2014 гг. (табл. 1). Первичную статистическую обработку и корреляционно-регрессионный анализ проводили в программе Stadia [24].

Исследуемыми факторами были содержание легирующих элементов и примесей, тип и подтип структуры, размеры структурных составляющих (a_α — диаметр α -зерна, D — размер β -зерна, b_α и l_α — толщина и длина α -пластин, d_α — размер α -колоний), механические свойства (предел прочности — σ_B , относительное удлинение — δ , поперечное сужение — ψ , ударная вязкость — KCU и KCT).

Для оценки степени легирования различных плавок использовали структурные и прочностные эквиваленты: $[Al]_{экв}^{стр}$, $[Al]_{экв}^{пр}$ — по алюминию, $[Mo]_{экв}^{стр}$, $[Mo]_{экв}^{пр}$ — по молибдену, которые определяли по соотношениям, предложенным Б.А. Колачевым с соавт. и приведенным в [23].

Для оценки силы статистической связи между изучаемыми факторами были рассчитаны коэффициенты парной и множественной корреляции (R). Долю вариации (γ) механических свойств, обусловленную влиянием исследуемого фактора, определяли как $\gamma = R^2 \cdot 100\%$. Проверку значимости коэффициентов корреляции и регрессии, адекватности регрессионной модели осуществляли с доверительной вероятностью 0,95 по стандартным методикам [24].

Результаты и их обсуждение

Диапазон и средние значения показателей легирующих элементов, примесей и механических свойств поковок из сплавов ВТЗ-1 и ВТ6 всех исследованных типоразмеров в целом соответствуют (табл. 2) нормативной документации (НД).

Однако прочностные свойства и характеристики пластичности могут изменяться в довольно широких пределах. Так, например, разница между максимальным и минимальным значениями предела прочности для однотипных поковок может достигать ~ 150 МПа, коэффициент вариации составляет $\gamma = 2\div 5\%$. Более высокий разброс значений имеют ударная вязкость и характеристики пластичности. У последних величина коэффициента вариации на порядок выше, чем для предела прочности: $\gamma = 6\div 18\%$. Колебания механических свойств могут существенно зависеть от химического состава и структуры, во многом определяемой конкретной технологией штамповки, габаритами поковок и режимами термической обработки.

Для того чтобы оценить степень влияния колебаний химического состава на разброс механических свойств, для каждого типоразмера были определены коэффициенты парной и множественной корреляции (табл. 3, 4).

Изменение содержания каждого элемента по отдельности или не влияет, или слабо влияет на свойства поковок — скорее всего, это обусловлено небольшими интервалами их изменения в пределах марочного состава. Однако их совместное действие, которое можно оценить с помощью интегральных характеристик химического состава —

Таблица 1
Объекты исследования

Сплав	Поковки			Количество образцов*	Направление вырезки образцов	Термическая обработка
	Вид	Типоразмер	Количество			
ВТЗ-1	Штампованные	№ 1–13	183	383	Продольное, поперечное	Изотермический отжиг 920–960 °С, 1–3 ч + 550–650 °С, 2 ч, воздух
ВТ6	Кованные	№ 14	8	36	Поперечное	Отжиг 750–850 °С, 2–3 ч, воздух
ВТ6	Штампованные	№ 15	27	1261	Тангенциальное	Закалка 930–950 °С, 2 ч, вода + старение при 750 °С, 2 ч, воздух
* На растяжение, ударный изгиб.						

Таблица 2

Статистические характеристики эквивалентов по алюминию и молибдену и механических свойств штампованных поковок из сплава ВТЗ-1

Статистические характеристики	[Al] _{экв} ^{стр} , %	[Mo] _{экв} ^{стр} , %	[Al] _{экв} ^{пр} , %	[Mo] _{экв} ^{пр} , %	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Типоразмер № 1, продольное направление								
Диапазон по НД*	—	—	—	—	950–1200	≥10	≥25	≥0,3
Диапазон значений по факту	7,6–8,3	5,4–6,5	9,7–10,8	4,5–5,3	1024–1116	12,8–22,4	27,1–49,0	0,31–0,68
Выборочное среднее ($\bar{x}$)	7,9	6,0	10,1	4,9	1068	17,6	38,1	0,43
Стандартное отклонение (S)	0,28	0,42	0,40	0,32	22,1	2,1	4,1	0,07
Коэффициент вариации (γ), %	3,6	7,0	3,9	6,5	2,0	11,9	10,7	16,2
Типоразмер № 9, поперечное направление								
Диапазон по НД*	—	—	—	—	950–1200	≥8	≥20	≥0,3
Диапазон значений по факту	7,7–8,3	5,7–6,5	9,7–10,7	4,7–5,4	1006–1162	9,0–17,2	20,0–35,5	0,33–0,56
Выборочное среднее ($\bar{x}$)	7,9	6,1	10,1	5,0	1075	12,0	26,0	0,39
Стандартное отклонение (S)	0,16	0,25	0,27	0,20	36,0	2,2	3,7	0,05
Коэффициент вариации (γ), %	2,0	4,0	2,6	4,0	3,3	18,3	14,3	13,4

* ТУ 1-805-090-80.

таких, как структурные ($[Al]_{экв}^{стр}$, $[Mo]_{экв}^{стр}$), и прочностные ($[Al]_{экв}^{пр}$, $[Mo]_{экв}^{пр}$) эквиваленты, оказалось более существенным и значимым.

По нормативной документации диапазон легирования алюминием, ванадием и молибденом составляет 1,0–1,5 %. Фактический интервал легирования основными компонентами был 0,5–1,2 %, а «трехсигмовый» — от 0,75 до 1,5 %, что соответствует $\sim 0,5 \div 1,0$ поля допуска. Это привело к тому, что суммарное содержание легирующих элементов и примесей, выраженное через эквиваленты по алюминию и молибдену, может изменяться в довольно широком диапазоне (см. табл. 4). Абсолютная разница между максимальными и минимальными значениями может достигать $\sim 2 \div 3$ %, а «трехсигмовый» интервал — $3 \div 4$ %. В итоге доля вариации предела прочности поковок разных типоразмеров, обусловленная колебаниями химического состава, выраженного через эквиваленты по алюминию и молибдену, может колебаться в пределах $\gamma = 25 \div 65$ % (см. табл. 4). При этом чем больше «трехсигмовый» интервал легирования, тем выше доля вариации прочности (рис. 1). Для характеристик пластичности и ударной вязкости $\gamma \sim 10 \div 30$ %.

Полученные результаты показывают, что предел прочности может достаточно сильно зависеть от колебаний химического состава сплавов, в то время как другие свойства в меньшей степени реа-

гируют на изменение степени легирования (рис. 2). Возможно, это связано с тем, что при корреляционном анализе не была учтена роль структуры поковок. Этот фактор может иметь существенное значение, так как на основе многочисленных экспериментальных данных было установлено, что из стандартных свойств наиболее чувствительны

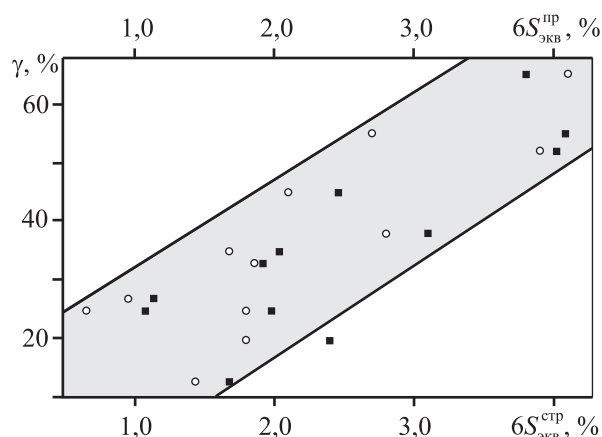


Рис. 1. Зависимость доли вариации (γ) предела прочности, обусловленной колебаниями марочного состава, от величины статистического диапазона легирования поковок сплавов ВТ6 и ВТЗ-1

$6S_{экв}^{стр}$ — величина «трехсигмового» интервала для фактора $[Al]_{экв}^{стр} + [Mo]_{экв}^{стр}$ (○)

$6S_{экв}^{пр}$ — величина «трехсигмового» интервала для фактора $[Al]_{экв}^{пр} + [Mo]_{экв}^{пр}$ (■)

Таблица 3

Коэффициенты корреляции между механическими свойствами и химическим составом поковок сплава ВТ3-1

Фактор	Коэффициент корреляции (R)*			
	σ_B	δ	ψ	KCU
Типоразмер № 1, продольное направление				
Al	0,64	-0,21	-0,4	-0,4
Mo	0,56	-0,1	-0,2	-0,3
Cr	0,55	0,01	-0,2	-0,4
C	0,33	-0,17	-0,1	-0,2
Fe	0,45	-0,02	-0,24	-0,2
N	0,17	-0,1	0,1	0,1
O	0,13	-0,3	0,2	0,1
$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$	0,54	-0,26	-0,5	-0,3
$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$	0,56	-0,21	-0,35	-0,25
$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}, [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$	0,66	0,22	0,53	0,33
Типоразмер № 9, поперечное направление				
Al	0,37	-0,23	-0,44	-0,27
Mo	0,48	-0,3	-0,28	-0,6
Cr	0,17	0,12	-0,24	-0,4
C	0,1	0,13	-0,4	-0,14
Fe	0,14	0,14	-0,12	-0,1
N	0,3	-0,28	0,15	-0,16
O	0,4	-0,15	0,1	-0,23
$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$	0,5	0,23	-0,38	-0,33
$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$	0,4	0,21	-0,32	-0,52
$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}, [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$	0,51	0,22	0,4	0,53
* Жирным шрифтом выделены значимые коэффициенты корреляции.				

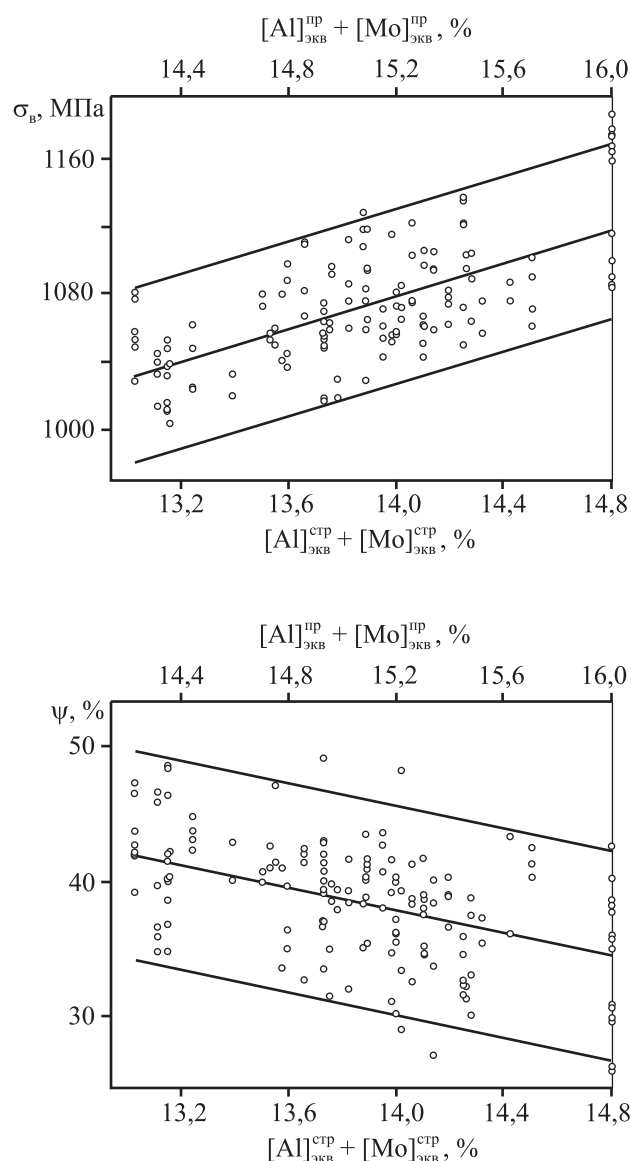


Рис. 2. Зависимость предела прочности (σ_B) и поперечного сужения (ψ) от степени легирования поковок сплава ВТ3-1

к типу структуры характеристики пластичности, особенно поперечное сужение [20–23].

Долю вариации свойств, обусловленную структурным влиянием, можно оценить, если ввести в статистическую обработку структурные факторы (тип и подтип структуры, размеры структурных составляющих). Данные металлографического анализа показали, что поковки сплава ВТ3-1 имели допустимые структуры I–V типов в соответствии с типовой шкалой структур (табл. 5, рис. 3), при этом приблизительно 90–95 % исследованных поковок имели преимущественно равноосную (I тип), переходную (II тип) и смешанную (III тип)

структуры. Пластинчатые структуры IV типа (без оторочки по границе β -зерна) и V типа (с видимой границей зерен) в основном встречались в виде комбинации с другими структурами.

Средние значения механических свойств в целом незначительно зависят от типа структуры (см. табл. 5). Вместе с тем можно отметить, что образцы с глобулярной структурой имеют более высокие характеристики прочности по сравнению со смешанными и пластинчатыми структурами. При переходе от структуры типа I к типу V (т.е. от равноосной к переходной, смешанной и далее к пластинчатой) наблюдается снижение предела проч-

Таблица 4

Результаты корреляционного анализа зависимости предела прочности поковок из сплавов ВТ6 и ВТЗ-1 от эквивалентов по алюминию и молибдену

Типоразмер поковки	Количество образцов	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}} + [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}, \%$	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{пр}} + [Mo]_{\text{экв}}^{\text{пр}}, \%$	$\sigma_B, \text{МПа}$	R	$\gamma, \%$
Сплав ВТЗ-1 (продольное направление)						
№ 1	62	$\frac{13,0-14,8}{0,65}$	$\frac{14,2-16,1}{0,67}$	$\frac{1024-1116}{22}$	0,66	42
№ 2	24	$\frac{13,1-14,4}{0,45}$	$\frac{14,0-16,1}{0,68}$	$\frac{1004-1095}{24}$	0,75	55
№ 3	14	$\frac{13,7-14,6}{0,30}$	$\frac{14,8-16,0}{0,40}$	$\frac{1017-1101}{20}$	0,40	20
№ 4	10	$\frac{13,5-14,3}{0,24}$	$\frac{14,6-15,6}{0,28}$	$\frac{1040-1104}{18}$	0,35	13
№ 5	36	$\frac{13,0-14,8}{0,65}$	$\frac{14,0-15,9}{0,63}$	$\frac{1020-1172}{37}$	0,81	65
№ 6	14	$\frac{13,5-14,6}{0,16}$	$\frac{14,7-15,6}{0,19}$	$\frac{1029-1122}{20}$	0,52	27
Сплав ВТЗ-1 (поперечное направление)						
№ 7	36	$\frac{13,4-14,6}{0,31}$	$\frac{14,5-15,6}{0,32}$	$\frac{1059-1150}{23}$	0,58	33
№ 8	38	$\frac{13,4-14,6}{0,30}$	$\frac{14,4-15,9}{0,33}$	$\frac{1030-1146}{24}$	0,50	25
№ 9	44	$\frac{13,4-14,7}{0,35}$	$\frac{14,3-15,9}{0,41}$	$\frac{1006-1162}{24}$	0,58	35
Сплав ВТ6 (поперечное направление)						
№ 14	36	$\frac{12,3-12,8}{0,11}$	$\frac{13,3-13,8}{0,18}$	$\frac{964-1017}{21}$	0,50	25
Сплав ВТ6 (тангенциальное направление)						
№ 15	653	$\frac{12,0-13,1}{0,28}$	$\frac{13,1-13,9}{0,34}$	$\frac{1028-1115}{24}$	0,58	35
Примечание. В числителе – диапазон значений, в знаменателе – стандартное отклонение (S). Жирным шрифтом выделены значимые значения.						

ности в среднем приблизительно на 20–30 МПа. Более высокие значения характеристик пластичности и ударной вязкости выявлены для образцов со смешанной и глобулярной структурами. Полученные результаты (см. табл. 5) показывают, что доля вариации предела прочности и относительного сужения, обусловленная влиянием структуры, составляет 18–20 и 10–15 % соответственно. Увеличение параметров всех типов структур приводит к уменьшению предела прочности поковок сплава ВТЗ-1 и повышению характеристик пластичности, особенно поперечного сужения (рис. 4).

На основе регрессионного анализа было полу-

чено несколько линейных и нелинейных моделей, адекватных экспериментальным данным. Однако более высокие статистические характеристики имеют соотношения (1) и (2), аналогичные уравнению Петча–Холла [23]. Зависимости предела прочности (σ_B , МПа) от размера (мкм) α -зерен (диаметра — a_α , толщины — b_α , длины — l_α) для структур I типа (модель (1)) и II типа (модель (2)) можно представить в виде

$$\sigma_B = \sigma_0 + (133 \pm 20)a_\alpha^{-1/2}, \quad (1)$$

$$\sigma_B = \sigma_0 + (58 \pm 12)b_\alpha^{-1/2} + (30 \pm 8)l_\alpha^{-1/2}, \quad (2)$$

где σ_0 — свободный член, зависящий от конкрет-

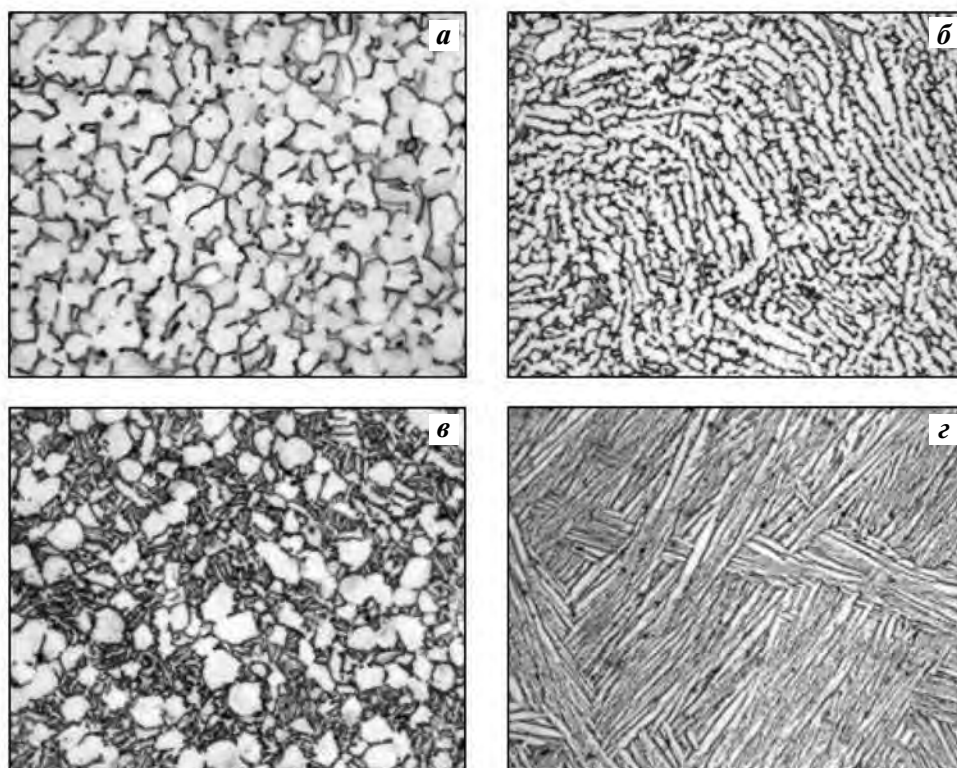


Рис. 3. Микроструктура поковок сплава ВТ3-1 (×500)

a – равноосная структура с глобулярной формой α -зерен (I тип); *б* – равноосная с вытянутой формой α -зерен (II тип); *в* – смешанная (III тип); *г* – пластинчатая (V тип)

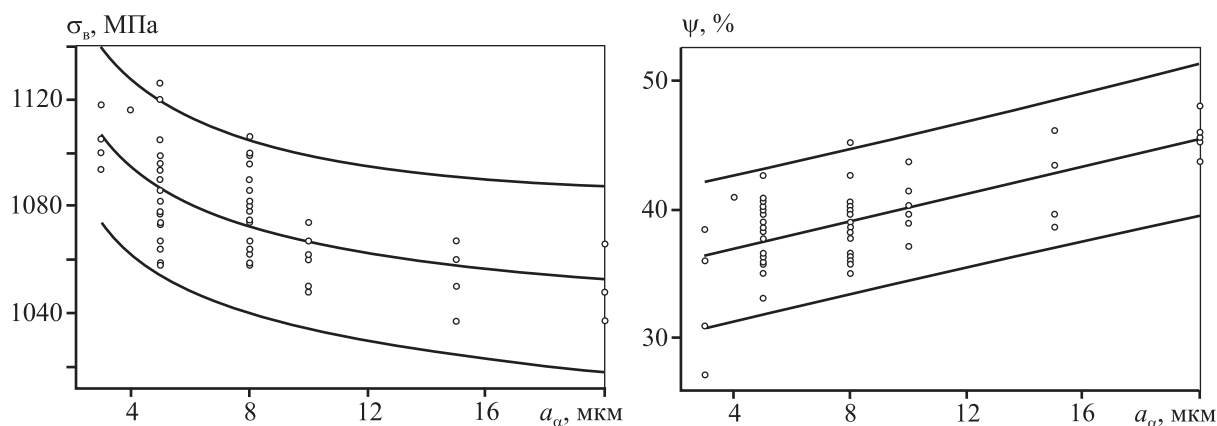


Рис. 4. Зависимость предела прочности (σ_b) и поперечного сужения (ψ) от размера α -зерна (I тип структуры) сплава ВТ3-1

ного химического состава, количества легирующих элементов и их взаимодействия между собой, наличия текстуры, тонкого строения фаз и т.п. Статистические характеристики следующие: для модели (1) — коэффициент корреляции $R = 0,67$, доля вариации $\gamma = 45 \%$, статистическая ошибка $S = 17$ МПа; для модели (2) — $R = 0,76$, $\gamma = 60 \%$, $S = 15$ МПа.

Для поперечного сужения получены соотношения

$$\psi = \psi_0 + (0,58 \pm 0,12) a_\alpha, \quad (3)$$

$$\psi = \psi_0 + (0,41 \pm 0,1) b_\alpha + (0,2 \pm 0,08) l_\alpha. \quad (4)$$

Статистические характеристики для моделей (3) и (4) следующие: $R = 0,45$, $\gamma = 20 \%$, $S = 3 \%$ и $R = 0,48$, $\gamma = 23 \%$, $S = 4 \%$ соответственно.

Таблица 5

Механические свойства образцов сплава ВТЗ-1 с разной структурой

Тип структуры		Доля образцов, %	Размер* α -зерна, мкм	Длина α -зерна, мкм	σ_B , МПа		ψ , %		KCU , МДж/м ²	
Обозначение	Название				Диапазон	Среднее **	Диапазон	Среднее **	Диапазон	Среднее **
	Типоразмер № 1 (продольное направление)									
I	Равноосная	30	3—20	—	1047—1116	1077±9,5	27,1—45,2	38,7±1,5	0,31—0,68	0,49±0,04
II	Переходная	45	3—20	10—25	1029—1105	1066±8,7	27,1—48,2	39,7±1,4	0,31—0,60	0,41±0,02
III	Смешанная	17	$\frac{10-20}{3-5}$	—	1024—1100	1066±9,3	36,0—49,0	43,2±1,9	0,36—0,53	0,40±0,04
V	Пластинчатая	8	5—10	—	1024—1094	1054±8,8	27,1—44,8	38,0±1,6	0,33—0,48	0,40±0,05
Разброс свойств					92	23	21,1	5,2	0,37	0,09
Доля вариации свойств из-за структуры, %					20		15		15	
Типоразмер № 9 (поперечное направление)										
I	Равноосная	10	5—15	—	1074—1124	1097±18,5	22,3—28,7	27,4±1,8	0,34—0,44	0,37±0,03
II	Переходная	45	5—20	10—25	1006—1162	1071±14,8	20,2—35,5	25,7±1,5	0,3—0,56	0,40±0,02
III	Смешанная	40	$\frac{5-25}{1-5}$	—	1006—1115	1074±12,2	20,2—35,5	27,0±1,2	0,33—0,56	0,38±0,02
IV и V	Пластинчатая	5	5—25	—	1014—1089	1064±21,0	22,0—30,5	24,0±2,2	0,30—0,46	0,30±0,05
Разброс свойств					156	33	15,5	3,4	0,26	0,10
Доля вариации свойств из-за структуры, %					18		15		12	
* Для равноосной структуры указан диаметр α -зерна, для переходной — толщина α -зерна, для смешанной — диаметр α -зерна (числитель) и толщина α -пластин (знаменатель), для пластинчатой — толщина α -пластин. ** Приведен доверительный интервал с вероятностью 0,95.										

На основе регрессионного анализа было установлено, что для сплавов ВТ6 и ВТЗ-1 свободные члены σ_0 и ψ_0 можно оценить в зависимости от химического состава следующим образом:

$$\sigma_0 = 235k_{\sigma} + (60 \pm 5)[Al]_{\text{экв}}^{\text{пр}} + (50 \pm 5)[Mo]_{\text{экв}}^{\text{пр}}, \quad (5)$$

$$\psi_0 = 80k_{\psi} - (2,5 \pm 0,5)[Al]_{\text{экв}}^{\text{пр}} - (0,5 \pm 0,2)[Mo]_{\text{экв}}^{\text{пр}}, \quad (6)$$

где 235 МПа и 80 % — предел прочности и поперечное сужение титана высокой чистоты [12]; k_{σ} и k_{ψ} — эмпирические (поправочные) коэффициенты, которые зависят от типа полуфабриката и конкретной технологии его изготовления и могут быть определены на основе данных статистического контроля или производственных испытаний.

Проверка полученных зависимостей показала хорошую сходимость расчетных и фактических значений механических свойств. Полученные результаты можно использовать не только для прогнозирования свойств поковок и разработки паке-

тов прикладных программ, но и для обоснования режимов обработки давлением и термической обработки, обеспечивающих формирование регламентируемой структуры, для моделирования и оптимизации технологических процессов производства полуфабрикатов, а также для обеспечения высокого качества изделий [25]. В частности, для повышения стабильности, однородности и воспроизводимости химического состава и свойств полуфабрикатов целесообразно ужесточить установленные пределы диапазона легирования до уровня, принятого в зарубежных стандартах.

Выводы

1. Статистически обосновано, что доля вариации предела прочности поковок сплавов ВТЗ-1 и ВТ6, обусловленная влиянием только химического состава, может составлять ~25÷65 %, а определяемая только типом и подтипом структуры — около

20 %. При совместном учете этих двух факторов (состав + структура) величина γ может достигать ~50÷65 %. Для характеристик пластичности и ударной вязкости этот показатель меньше — в пределах 20—35 %.

2. Для поковок сплава ВТЗ-1 с равноосной и переходной структурами получены регрессионные зависимости, позволяющие оценить средний уровень стандартных механических свойств в зависимости от химического состава и структуры с вероятностью 0,95.

Литература

1. DEFORM™. URL: <http://www.deform.com> (дата обращения: 28.01.2017).
2. QFORM. URL: <http://www.qform3d.ru> (дата обращения: 28.01.2017).
3. ThermoCalc. URL: www.thermocalc.com (дата обращения: 28.01.2017).
4. JMatPro. URL: www.sentesoftware.co.uk (дата обращения: 28.01.2017).
5. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.-P. Using JMatPro to model materials properties and behavior // JOM. 2003. Dec. P. 60—65.
6. Gabidullin A.E., Ovchinnikov A.V., Alpatov V.P., Chernoglazova T.A. Prediction of the structural state and properties of pressed aluminum semifinished products with the use of a QFORM CAD system // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2009. Vol. 50. No. 3. P. 242—245.
7. Panchal J.H., Kalidindi S.R., McDonnell D.L. Key computational modeling issues in integrated computational materials engineering // Comput. Aided Des. 2013. Vol. 45. P. 4—25.
8. Salem A.A., Shaffer J.B., Sadko D.P., Semiatin S.L., Kalidindi S.R. Workflow for integrating mesoscale heterogeneities in materials structure with process simulation of titanium alloys // Integr. Mater. Manuf. Innov. 2014. URL: <http://link.springer.com/article/10.1186/s40192-014-0024-6> (дата обращения: 28.01.2017).
9. Arnold S.M., Holland F.A., Bednarczyk B.A., Peneda E.J. Combining material and model pedigree is foundational to making ICME a reality // Integr. Mater. Manuf. Innov. 2015. URL: <http://link.springer.com/article/10.1186/s40192-015-0031-2> (дата обращения: 28.01.2017).
10. Saunders N. An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys // Titanium-2003. Science and Technology: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). 2003. Vol. 1—5. P. 3027—3032.
11. Collins P.C., Connors S., Banerjee R., Fraser H.L. A combinatorial approach to the development of neural networks for the prediction of composition-microstructure-property relationships in α/β Ti alloys // Titanium-2003. Science and Technology: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). 2003. Vol. 1—5. P. 1389—1396.
12. Guo Z., Turner R., Da Silva A.D., Saunders N., Schroeder F., Cetlin P.R., Schill J.-P. Introduction of materials modelling into processing simulation // Mater. Sci. Forum. 2013. Vol. 762. P. 266—276.
13. Malinov S., Sha W. Application of artificial neural networks for modeling correlations in titanium alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2004. Vol. 365. P. 202—211.
14. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.P. Computer modelling of materials properties and behavior // 10th Int. symp. on superalloys (Champion, Pennsylvania, 19—23 Sept. 2004). 2004. P. 849—858.
15. Guo Z., Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.P. Modelling phase transformations and material properties of commercial titanium alloys // Rare Metal Mater. Eng. 2006. Vol. 35 (Sub. 1). P. 108—111.
16. Yang H.Y., Le Q.H., Zhao Y.Q. Research on the intelligent approach of material property prediction and optimization // Titanium-2003. Science and Technology: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). 2003. Vol. 1—5. P. 1405—1412.
17. Furrer D., Chatterjee A., Shen G., Woodfield A., Semiatin S.L., Miller J., Glavicic M., Goetz R., Barker D. Development and application of microstructure and mechanical properties models for titanium alloys // Titanium-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium (Kioto, Japan, 3—7 June 2007). 2007. P. 781—784.
18. Носов В.К., Нестеров П.А., Ермаков Е.И. 3D-моделирование структурного строения однофазных твердых растворов α -титановых сплавов // Metallovedenie i term. obrab. metallov. 2016. No. 3. С. 34—39.
19. Егорова Ю.Б., Уваров В.Н., Давыденко Л.В., Давыденко Р.А. Использование результатов промышленного контроля для прогнозирования механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов // Metallovedenie i term. obrab. metallov. 2017. No. 6. С. 52—58.
20. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А., Брун М.Я., Гельман А.А., Домнин И.И., Дьяконов Ю.А., Елагина Л.А., Ерманык М.З., Зверева З.Ф., Каганович А.З., Каганович И.Н., Казаков К.А., Кушакевич С.А., Ловцов В.М., Локшин М.З., Плотникова Т.П., Полькин И.С., Сигалов Ю.М., Соболев Ю.П., Согришин Ю.П., Тетюхин В.В., Усова В.В., Цапалова Н.К. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: Металлургия, 1979.
21. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров А.П., Бочвар Г.А., Брун М.Я., Гельман А.А., Данилкин В.А., Дьяконов Ю.А., Евменов О.П., Ерманык М.З., Илларионов Э.И., Исаев А.А., Казаков К.А., Королева А.И., Корякин С.С., Кушакевич С.А., Ледер О.Р., Ловцов В.М., Локшин М.З., Микляев П.Г., Павлов С.В., Перцовский Н.З., Пилипенко А.Л., Плотникова Т.П., Полькин И.С., Русанов Н.В., Сигалов Ю.М., Слобцов П.И., Соболев Ю.П., Согришин Ю.П., Тетюхин В.В., Тимофеева Л.Н., Усова В.В., Цапалова Н.К., Шамраев В.Н., Шаханова Г.В., Шилин О.К. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1996.
22. Колачев Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титана. М.: Металлургия, 1983.
23. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. М.: ВИЛС—МАТИ, 2009.
24. Кулаичев А.П. Методы и средства комплексного анализа данных. М.: Форум—Инфра-М, 2006.
25. Егорова Ю.Б., Полькин И.С., Давыденко Л.В. Возможности повышения качества поковок дисков сплава ВТ6 путем корректировки химического состава // Технол. легких сплавов. 2015. No. 3. С. 65—71.

References

1. DEFORM™. URL: <http://www.deform.com> (accessed: 28.01.2017).
2. QFORM. URL: <http://www.qform3d.ru> (accessed: 28.01.2017).
3. ThermoCalc. URL: www.thermocalc.com (accessed: 28.01.2017).
4. JMatPro. URL: www.senteseoftware.co.uk (accessed: 28.01.2017).
5. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.-Ph. Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM*. 2003. Dec. P. 60—65.
6. Gabidullin A.E., Ovchinnikov A.V., Alpatov V.P., Chernoglasova T.A. Prediction of the structural state and properties of pressed aluminum semifinished products with the use of a QFORM CAD system. *Russ. J. Non-Ferr. Metals*. 2009. Vol. 50. No. 3. P. 242—245.
7. Panchal J.H., Kalidindi S.R., McDonell D.L. Key computational modeling issues in integrated computational materials engineering. *Comput. Aided Des.* 2013. Vol. 45. P. 4—25.
8. Salem A.A., Shaffer J.B., Sadko D.P., Semiatin S.L., Kalidindi S.R. Workflow for integrating mesoscale heterogeneities in materials structure with process simulation of titanium alloys. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. URL: <http://link.springer.com/article/10.1186/s40192-014-0024-6> (accessed: 28.01.2017).
9. Arnold S.M., Holland F.A., Bednarczyk B.A., Penada E.J. Combining material and model pedigree is foundational to making ICME a reality. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. URL: <http://link.springer.com/article/10.1186/s40192-015-0031-2> (дата обращения 28.01.2017).
10. Saunders N. An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys. In: *Titanium-2003. Science and Technology*: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—8 July 2003). 2003. Vol. 1—5. P. 3027—3032.
11. Collins P.C., Connors S., Banerjee R., Fraser H.L. A combinatorial approach to the development of neural networks for the prediction of composition-microstructure-property relationships in α/β Ti alloys. In: *Titanium-2003. Science and Technology*: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). 2003. Vol. 1—5. P. 1389—1396.
12. Guo Z., Turner R., Da Silva A.D., Saunders N., Schroeder F., Cetlin P.R., Schill J.-P. Introduction of materials modelling into processing simulation. *Mater. Sci. Forum*. 2013. Vol. 762. P. 266—276.
13. Malinov S., Sha W. Application of artificial neural networks for modeling correlations in titanium alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2004. Vol. 365. P. 202—211.
14. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.P. Computer modelling of materials properties and behavior. In: *10th Int. symp. on superalloys* (Champion, Pennsylvania, 19—23 Sept. 2004). 2004. P. 849—858.
15. Guo Z., Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.P. Modelling phase transformations and material properties of commercial titanium alloys. *Rare Metal Mater. Eng.* 2006. Vol. 35 (Sub. 1). P. 108—111.
16. Yang H.Y., Le Q.H., Zhao Y.Q. Research on the intelligent approach of material property prediction and optimization. In: *Titanium-2003. Science and Technology*: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). 2003. Vol. 1—5. P. 1405—1412.
17. Furrer D., Chatterjee A., Shen G., Woodfield A., Semiatin S.L., Miller J., Glavicic M., Goetz R., Barker D. Development and application of microstructure and mechanical properties models for titanium alloys. In: *Titanium-2007. Science and Technology*: Proc. 11th World conf. on titanium (Kioto, Japan, 3—7 June 2007). 2007. P. 781—784.
18. Nosov V.K., Nesterov P.A., Ermakov E.I. 3D modelirovanie strukturnogo stroeniya odnofaznykh tverdykh rastvorov α -titanovykh splavov [3D modeling of a structural structure of single-phase solid solutions of α -titanium alloys]. *Metallavedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016. No. 3. P. 34—39.
19. Egorova Yu.B., Uvarov V.N., Davydenko L.V., Davydenko R.A. Ispol'zovanie rezul'tatov promyshlennogo kontrolya dlya prognozirovaniya mekhanicheskikh svoystv polufabrikatov iz titanovykh splavov [Use of results of industrial control for forecasting of mechanical properties of semifinished products from titanium alloys]. *Metallavedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2017. No. 6. P. 52—58.
20. Aleksandrov V.K., Anoshkin N.F., Bochvar G.A., Brun M.Ya., Gel'man A.A., Domnin I.I., D'yakonov Yu.A., Elagina L.A., Ermanyuk M.Z., Zvereva Z.F., Kaganovich A.Z., Kaganovich I.N., Kazakov K.A., Kushakevich S.A., Lovtsov V.M., Lokshin M.Z., Plotnikova T.P., Pol'kin I.S., Sigalov Yu.M., Sobolev Yu.P., Sogrishin Yu.P., Tetyukhin V.V., Usova V.V., Tsapalova N.K. Polufabrikaty iz titanovykh splavov [Semi-finished products from titanium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1979.
21. Aleksandrov V.K., Anoshkin N.F., Belozherov A.P., Bochvar G.A., Brun M.Ya., Gel'man A.A., Danilkin V.A., D'yakonov Yu.A., Evmenov O.P., Ermanyuk M.Z., Illarionov E.I., Isaev A.A., Kazakov K.A., Koroleva A.I., Koryakin S.S., Kushakevich S.A., Leder O.R., Lovtsov V.M., Lokshin M.Z., Miklyaev P.G., Pavlov S.V., Pertsovskii N.Z., Pilipenko A.L., Plotnikova T.P., Pol'kin I.S., Rusanov N.V., Sigalov Yu.M., Slobtsov P.I., Sobolev Yu.P., Sogrishin Yu.P., Tetyukhin V.V., Timofeeva L.N., Usova V.V., Tsapalova N.K., Shamraev V.N., Shakhanova G.V., Shilin O.K. Polufabrikaty iz titanovykh splavov [Semi-finished products from titanium alloys]. Moscow: VILS, 1996.
22. Kolachev B.A., Mal'kov A.V. Fizicheskie osnovy razrusheniya titana [Physical bases of destruction of the titan]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
23. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Pol'kin I.S. Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoystva [Titanium alloys. Composition, structure, properties]. Moscow: VILS—MATI, 2009.
24. Kulaichev A.P. Metody i sredstva kompleksnogo analiza dannykh [Methods and means of the complex analysis of data]. Moscow: Forum—Infra-M, 2006.
25. Egorova Yu.B., Pol'kin I.S., Davydenko L.V. Vozmozhnosti povysheniya kachestva pokovok diskov splava VT6 putem korrrektirovki khimicheskogo sostava [Possibilities of improvement of quality of forgings of disks of VT6 alloy by correction of the chemical composition]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2015. No. 3. P. 65—71.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО РЗМ

© 2018 г. С.В. Скворцова, И.А. Грушин, К.А. Сперанский, Е.В. Кавченко

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» (МАИ (НИУ))

Статья поступила в редакцию 02.03.17 г., доработана 22.08.17 г., подписана в печать 11.10.17 г.

Продолжены исследования, посвященные изучению влияния микролегирования редкоземельным металлом гадолинием на формирование структуры и свойства титанового сплава при термическом воздействии. Как установлено ранее, введение в опытный жаропрочный сплав гадолиния способствует преобразованию структуры в литом состоянии, приводит к уменьшению размера структурных составляющих, а также воздействует на скорости роста и зарождения частиц. Выявлено, что дополнительное легирование гадолинием не оказывает существенного влияния на формирование микроструктуры горячекатаных листов из жаропрочного опытного сплава после отжига при температуре 950 °С. Структура представлена равноосными частицами первичной α -фазы, вторичной α -фазы пластинчатой морфологии и небольшим количеством β -фазы. Определено, что в процессе изотермической выдержки ($t = 700$ °С, $\tau = 100$ ч) в частицах первичной α -фазы протекают процессы упорядочения и отмечается выделение частиц α_2 -фазы, а на межфазной α/β -границе — образование химических соединений в виде силицидов. Показано, что формирование α_2 -фазы происходит в теле частиц первичной α -фазы, а приграничные ее области свободны от выделений, что обусловлено их обеднением алюминием вследствие протекания $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Установлено, что с увеличением в сплаве содержания гадолиния размеры выделяющихся частиц силицида уменьшаются. Если в сплаве с 0 % Gd средний размер частиц составляет 0,2–0,3 мкм, то в сплаве с 0,2 % Gd он снижается до 0,05–0,1 мкм. Показано, что введение в жаропрочный титановый сплав 0,2 % Gd приводит к уменьшению глубины «альфированного» слоя, повышению на 30 % циклической долговечности и кратковременной прочности при температуре 700 °С.

Ключевые слова: жаропрочный титановый сплав, фазовый состав, структура, свойства, микролегирование, редкоземельный металл (РЗМ), гадолиний, механические свойства, малоцикловая усталость, кратковременная прочность, термическая обработка, отжиг, изотермическая выдержка.

Скворцова С.В. — докт. техн. наук, профессор кафедры «Материаловедение и технология обработки материалов» (МиТОМ) МАИ (НИУ) (125993, г. Москва, Волоколамское ш., 4). E-mail: skvorcovasv@mai.ru.

Грушин И.А. — ст. преподаватель, инженер кафедры «МиТОМ», МАИ (НИУ). E-mail: grushin_ivan@bk.ru.

Сперанский К.А. — инженер кафедры «МиТОМ», МАИ (НИУ). E-mail: speranski.konstantin@mail.ru.

Кавченко Е.В. — аспирант кафедры «МиТОМ», МАИ (НИУ). E-mail: mitom@implants.ru.

Для цитирования: Скворцова С.В., Грушин И.А., Сперанский К.А., Кавченко Е.В. Влияние термической обработки на структуру и свойства листовых полуфабрикатов из жаропрочного сплава на основе титана, легированного РЗМ // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 22–29. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-22-29.

Skvortsova S.V., Grushin I.A., Speranskiy K.A., Kavchenko E.V.

Effect of heat treatment on structure and properties of sheet semi-finished product made of heat-resistant alloy based on titanium and doped with rare-earth metal

This paper is a continuation of studies on the effect of microalloying with gadolinium, a rare earth metal, on the structure formation and properties of a titanium alloy under thermal action. It was previously shown that the introduction of gadolinium into an experimental heat-resistant alloy promotes cast structure transformation and reduces the size of structural components, and affects the rate of growth and nucleation of particles. It has been established that additional alloying of gadolinium has no significant influence on the microstructure formation of hot-rolled sheets made of the heat-resistant experimental alloy after annealing at 950 °С. The structure is represented by equiaxial particles of the primary α -phase, secondary α -phase of lamellar morphology and a small amount of β -phase. It has been established that the ordering processes occur in primary α -phase particles and α_2 -phase particles are formed during isothermal aging at 700 °С for 100 h with the formation of silicides at the α - β interface. It is shown that the α_2 phase is formed in the body of the primary α -phase particles, and its border regions are free from precipitations that is due to their aluminum depletion as a result of $\beta \rightarrow \alpha$ transformation. It has been established that the silicide particle size is reduced as the gadolinium content in the alloy

increases. The average particle size is 0,2–0,3 μm in the alloy with 0 % Gd, and it is reduced to 0,05–0,1 μm in the alloy with 0,2 % Gd. It was shown that the introduction of 0,2 % of gadolinium into the heat-resistant titanium alloy leads to a decrease in the gas-saturated layer depth, and to an increase in the cyclic durability and short-term strength at 700 °C by 30 %.

Keywords: heat-resistant titanium alloy, phase composition, structure, properties, microalloying, rare-earth metal (REM), gadolinium, mechanical properties, low cycle fatigue, short-term strength, heat treatment, annealing, isothermal ageing.

Skvortsova S.V. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department «Material science and materials treatment technology», Moscow Aviation Institute (National Research University) (MAI (NRU)) (125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe shosse, 4).
E-mail: skvorcovasv@mati.ru.

Grushin I.A. — senior teacher, engineer, Department «Material science and materials treatment technology», MAI (NRU).
E-mail: grushin_ivan@bk.ru.

Speranskiy K.A. — engineer, Department «Material science and materials treatment technology», MAI (NRU).
E-mail: speranski.konstantin@mail.ru.

Kavchenko E.V. — postgraduate student, Department «Material science and materials treatment technology», MAI (NRU).
E-mail: mitom@implants.ru.

Citation: Skvortsova S.V., Grushin I.A., Speranskiy K.A., Kavchenko E.V. Vliyanie termicheskoi obrabotki na strukturu i svoystva listovykh polufabrikatov iz zharoprochnogo splava na osnove titana, legirovannogo RZM. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 22–29. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-22-29.

Введение

Развитие науки и техники постоянно предъявляет новые требования к материалам, которые должны отвечать современным тенденциям совершенствования летательных аппаратов [1–5]. Существует несколько путей решения поставленной задачи. Одним из них, с точки зрения оптимального соотношения экономического и технологического обоснований, является модернизация существующих сплавов путем легирования их новыми элементами в небольшом количестве (микролегирование) [4–9]. Это позволяет существенно изменять характеристики материала при незначительном изменении существующего технологического процесса [3–11].

Ожидаемые результаты микролегирования могут быть достигнуты применением химических элементов с уникальным сочетанием физико-химических свойств, к которым относятся, например, лантаниды, или, как их называют, редкоземельные металлы (РЗМ). Интерес к использованию РЗМ в металлургии в первую очередь связан с их способностью воздействовать на структуру и свойства сплавов при микролегировании [7–24]. Поэтому задача по изучению влияния микролегирования редкоземельными металлами на комплекс свойств промышленных титановых сплавов и изменение их структуры несомненно является актуальной.

Ранее было показано [10], что введение в опытный жаропрочный сплав гадолиния способствует преобразованию структуры в литом состоянии. С увеличением содержания Gd в сплаве происхо-

дит постепенное изменение морфологии частиц α -фазы от крупнопластинчатых, расположенных по границам и в теле исходного β -зерна, до мелкопластинчатых с формированием так называемой видманштеттовой структуры. Выявлено, что повышение содержания гадолиния в сплаве при последующих деформационном и термическом воздействиях приводит к уменьшению количества первичной α -фазы в структуре, ее незначительному укрупнению и, соответственно, росту количества вторичной α -фазы, образующейся из β -фазы в процессе охлаждения от температуры обработки до комнатной температуры.

Было установлено, что дополнительное легирование гадолинием влияет на соотношение скоростей роста и зарождения частиц α -фазы в процессе охлаждения.

Данная работа является продолжением исследований по изучению влияния гадолиния на формирование структуры и свойства опытного жаропрочного титанового сплава при различных режимах обработки.

Материалы и методика экспериментов

Объектами исследования служили листовые полуфабрикаты опытных сплавов с различным содержанием гадолиния, полученных по опытной технологии. Химический состав сплавов показан в табл. 1.

Исследования проводили с применением оптического микроскопа «Zeiss Axio-Observer A-1» (Carl

Таблица 1

Химический состав опытных сплавов, мас. %

Состав сплава	Al	Mo	Zr	Sn	Fe	Si	Nb	Gd	C	N	O
1	6,49	0,67	3,99	2,39	0,046	0,188	0,95	—	≤0,01	≤0,01	0,026
2	6,45	0,68	3,92	2,47	0,047	0,17	0,96	0,045	≤0,01	≤0,01	0,025
3	6,71	0,70	3,89	2,50	0,048	0,17	0,99	0,185	≤0,01	≤0,01	0,025

Zeiss, Германия) и просвечивающего электронного микроскопа JEM 200CX (JEM, Япония) при ускоряющем напряжении 160 кВ с разрешением 5 Å. Для изучения структуры использовались дифракционные методы получения изображений в режиме темного и светлого полей. Кристаллографическую ориентацию участков структуры определяли при совместном анализе микроизображений и дифракционных картин. Образцы готовили методом электролитического утонения (струйная полировка) в кислотно-спиртовом электролите.

Глубину альфированного слоя оценивали методом косых шлифов на микротвердоме «Micro-met 5101» (Buehler, Германия) с помощью цифровой системы получения и анализа изображений «ImageExpert MicroHardness 2» в соответствии с ПИ 1. 2.665-2003 [25]. Обработку результатов измерений проводили в автоматическом режиме с учетом статистических данных методом наименьших квадратов при аппроксимации экспериментальной кривой полиномом второй степени. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли в фильтрованном излучении CuK_α на дифрактометрах ДРОН-4 и ДРОН-7 (НПП «Буревестник», г. Санкт-Петербург).

Механические испытания на малоцикловую усталость осуществляли на установке «Zwick/Roell Amsler 100 HFP 5100» (Zwick/Roell, Германия) со знакопостоянной нагрузкой при $\sigma_{\text{max}}^{\text{нetto}} = 200$ МПа, частоте $f = 50$ Гц, коэффициенте асимметрии $R_\sigma = 0,1$ и температуре испытаний $t = 20$ °С.

Испытания на растяжения проводили на установке UTS 111.2-50-23 (ОАО «Тестсистемы», г. Иваново) с высокотемпературной камерой STI TC 2/1200 (ОАО «Тестсистемы») при $t = 700$ °С в соответствии со стандартом ASTM E21-09.

Результаты и их обсуждение

Исследовалось влияние термической обработки на формирование структуры и свойств листовых полуфабрикатов из опытного жаропрочного

титанового сплава с различным содержанием гадолиния. Жаропрочные сплавы должны работать при повышенных температурах длительное время без изменения своих характеристик. Для сравнительного анализа влияния структуры на свойства сплавов был выбран стандартный режим термической обработки для жаропрочных псевдо- α -сплавов, при котором нагрев осуществляли до температур на 50–100 °С ниже температуры полиморфного превращения ($t_{\text{пп}}$) с последующим охлаждением на воздухе [26]. Как показали ранее проведенные исследования [10], введение в сплав гадолиния повышает величину $t_{\text{пп}}$. Однако для отжига была выбрана единая температура 950 °С, которая для сплава без гадолиния находится ниже $t_{\text{пп}}$ на 50 °С, а для сплава с 0,2 % Gd — на 90 °С.

Полученные результаты показали, что дополнительное легирование гадолинием не оказывает существенного влияния на структуру жаропрочного опытного сплава (рис. 1). После отжига при $t = 950$ °С микроструктура сплавов представлена равноосными зернами α -фазы, которые формируются в процессе изотермической выдержки в результате протекания рекристаллизационных процессов в деформированных листовых полуфабрикатах (см. рис. 1). Помимо α -фазы в структуре присутствует и небольшое количество β -фазы, расположенной по границам α -частиц.

Проведенный рентгеноструктурный анализ не выявил наличия каких-либо дополнительных фаз кроме α и β . При этом на микродифракционных картинах были обнаружены очень слабые сверхструктурные максимумы (см. рис. 1), свидетельствующие о протекании начальных этапов процесса упорядочения в отдельных микрообъемах α -фазы. Однако обнаружить частицы α_2 -фазы в сверхструктурных максимумах не удалось.

После отжига образцы с разным содержанием гадолиния подвергали изотермической выдержке при $t = 700$ °С в течение 100 ч и изучали формирование структуры и свойства. Принципиальных различий в их структуре выявлено не было

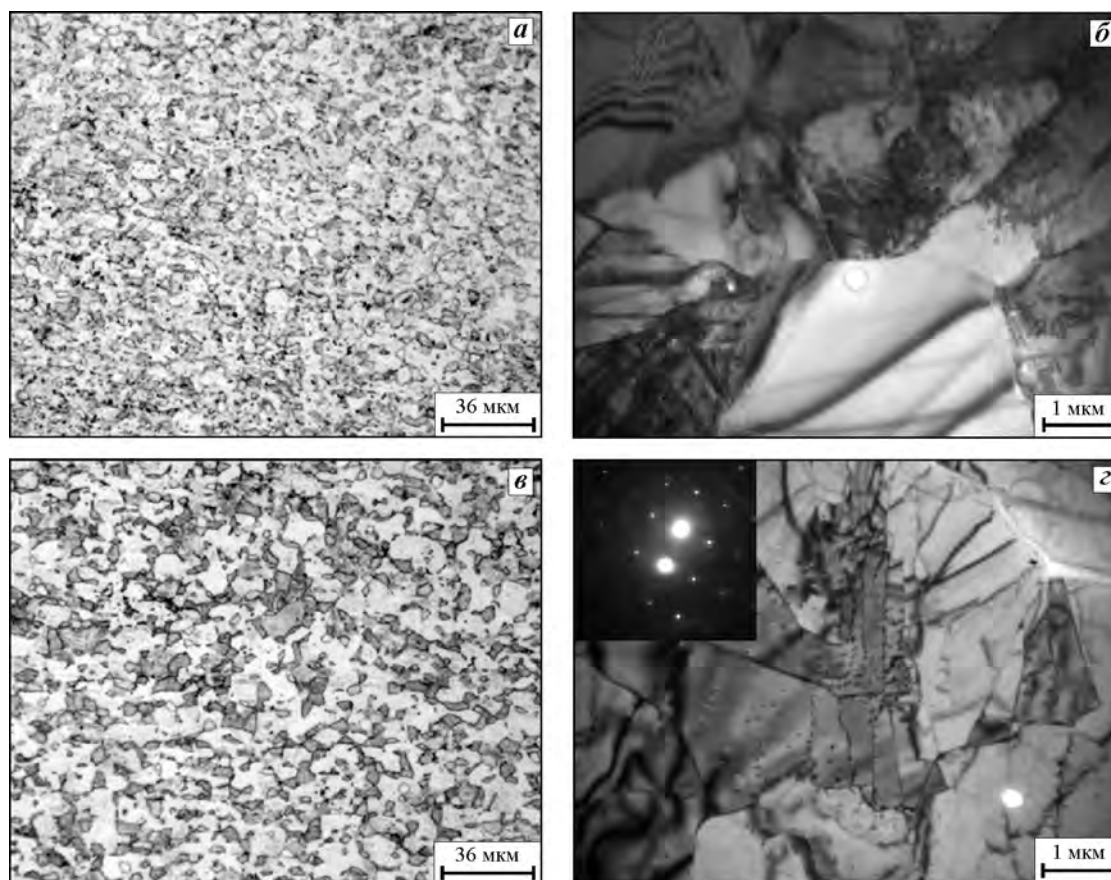


Рис. 1. Структура опытных жаропрочных сплавов Ti–6,5Al–4Zr–2,4Sn–Nb–0,7Mo–0,05Fe–0,2Si после отжига при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$
а, б – 0 % Gd; **в, г** – 0,2 % Gd

(рис. 2). При охлаждении на воздухе с температуры $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ не успевают развиваться диффузионные процессы и в структуре фиксируется повышенное количество метастабильной β -фазы, которая претерпевает распад в процессе изотермической обработки. О протекании данного процесса можно судить по повышенной травимости участков, расположенных между частицами первичной α -фазы (см. рис. 2), и уменьшению периода решетки β -фазы с 0,3264 до 0,3253 нм, что свидетельствует о ее обогащении β -стабилизаторами.

В процессе изотермической выдержки в частицах первичной α -фазы происходит выделение α_2 -частиц, что определяется присутствием на дифракционных картинах сверхструктурных рефлексов. Частицы α_2 -фазы неравномерно распределены внутри частиц α -фазы — вблизи границ наблюдаются области протяженностью до 200 нм, свободные от выделений. Это обусловлено тем, что в процессе охлаждения на воздухе после отжига при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ полностью не успевают

произойти все диффузионные процессы, что приводит к формированию метастабильной структуры с повышенным, по сравнению с равновесным состоянием, количеством β -фазы. Ее количество в процессе изотермической выдержки при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ уменьшается до равновесного состояния за счет выделения α -фазы. Причем преимущественно этот процесс будет протекать не за счет образования новых частиц α -фазы, а вследствие роста уже существующих, и контролироваться, в первую очередь, диффузией вблизи межфазной границы. Так как алюминий является α -стабилизатором, то он имеет большую растворимость в α -фазе по сравнению с β . Увеличение размера частиц α -фазы за счет $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения приводит к тому, что вблизи границ α -фаза будет обеднена алюминием, так как образуется из β -фазы, содержащей меньшее его количество. Этим, по-видимому, обусловлено то, что вблизи границ α -частиц не происходит формирования α_2 -фазы (см. рис. 2).

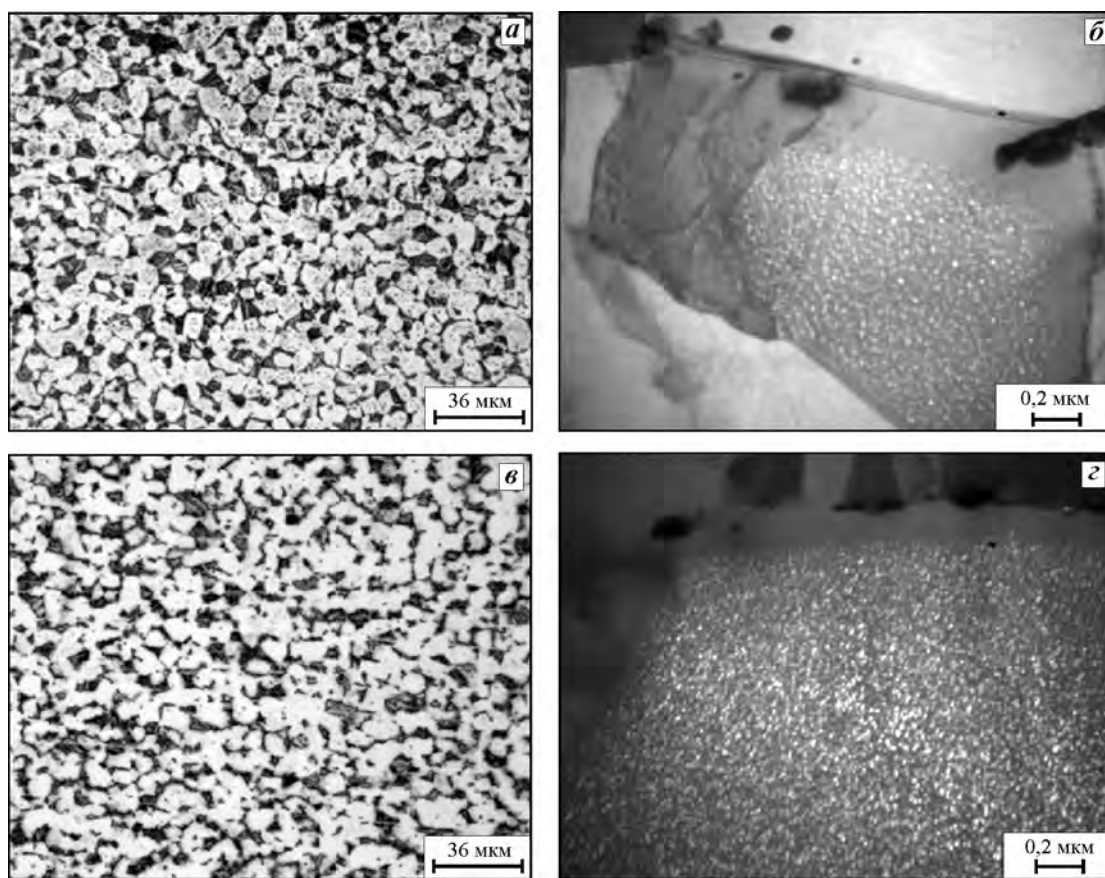


Рис. 2. Структура опытных жаропрочных сплавов после 100 часовой изотермической выдержки при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$

а, в – оптическая металлография; *б, г* – темнопольное изображение структуры в рефлексе α_2 -фазы
а, в – 0 % Gd; *в, г* – 0,2 % Gd

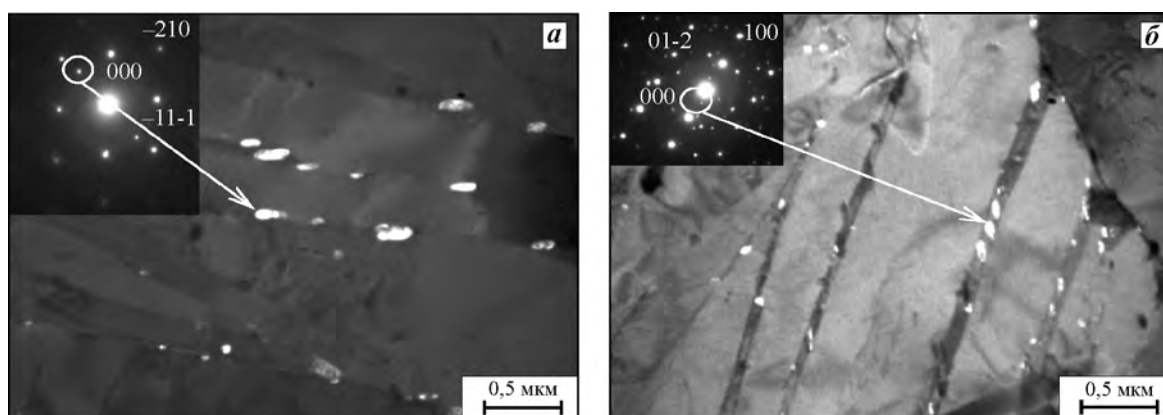


Рис. 3. Темнопольное изображение структуры в рефлексе Ti_5Si_3 после 100-часовой изотермической выдержки опытных сплавов при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$

а – 0 % Gd; *б* – 0,2 % Gd

В составе исследуемых жаропрочных сплавов присутствует кремний в количестве 0,17–0,18 %. Это содержание превышает его предельную растворимость в α -фазе (0,08 %), что приводит к вы-

делению силицидов на межфазных границах в процессе изотермической выдержки при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3). Было обнаружено, что с увеличением в сплаве количества гадолиния происходит умень-

шение размера выделяющегося силицида. Если в сплаве с 0 % Gd средний размер частиц силицида соответствует 0,2–0,3 мкм, то в сплаве с 0,2 % Gd он равен 0,05–0,1 мкм.

Сплав, предназначенный для работы при повышенных температурах, должен обладать повышенной жаростойкостью, т.е. стойкостью к окислению. В процессе работы происходит не только образование оксида на поверхности, но и диффузия кислорода в глубь металла с образованием так называемого альфированного слоя. Диффундируя в кристаллическую решетку α -титана, кислород образует твердый раствор внедрения, что приводит к резкому увеличению твердости вблизи поверхности. С удалением от поверхности содержание кислорода будет снижаться, соответственно, будет уменьшаться и твердость. Сравнительный анализ протяженности альфированного слоя, определяемого методом «косых шлифов», позволяет оценить стойкость материала к окислению: чем меньше протяженность этого слоя при прочих равных условиях, тем выше стойкость материала к окислению.

Поэтому на следующем этапе работы было изучено влияние содержания гадолиния на глубину альфированного слоя после 100-часовой изотермической выдержки при $t = 700^\circ\text{C}$. Проведенные исследования показали, что введение в сплав 0,05 % Gd практически не сказывается на глубине альфированного слоя, которая составила 100–110 мкм (рис. 4, а, б). Дополнительное введение в сплав 0,2 % Gd уменьшает ее величину до 70–80 мкм (рис. 4, в).

Таким образом, введение в жаропрочный титановый сплав 0,2 % гадолиния снижает на 30 % протяженность альфированного слоя при повышенных температурах.

Испытания на кратковременную прочность при температуре 700°C образцов, отожженных при $t = 950^\circ\text{C}$, показали, что увеличение содержания гадолиния в опытном сплаве позволяет в 1,3 раза повысить значение предела прочности. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

На следующем этапе работы было исследовано влияние гадолиния на малоцикловую усталость при комнатной температуре. Предварительно образцы были отожжены при температуре 950°C в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе, а затем подвергнуты изотермической выдержке при $t = 700^\circ\text{C}$ длительностью 100 ч. Проведенные испытания показали, что введение в сплав гадоли-

Таблица 2

Результаты испытаний на кратковременную прочность (при $t = 700^\circ\text{C}$) и циклическую долговечность* опытного титанового сплава Ti–6,5Al–4Zr–2,4Sn–1,0Nb–0,7Mo–0,2Si с различным содержанием гадолиния

Gd, мас. %	σ_B , МПа	N, циклы
0	310	48100
0,05	370	56833
0,2	400	72236

* $\sigma = 207\text{ МПа}$, $f = 49\text{ Гц}$, $R_\sigma = 0,1$, $t = 20^\circ\text{C}$.

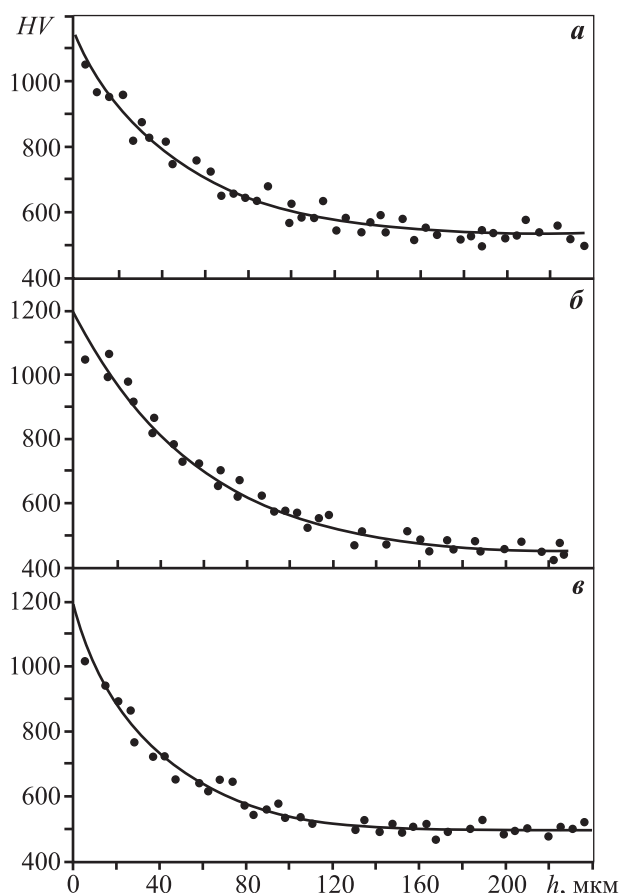


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине образцов опытных сплавов после изотермического отжига ($t = 700^\circ\text{C}$, $\tau = 100\text{ ч}$) Gd, мас. %: а – 0, б – 0,05, в – 0,2

ния приводит к увеличению циклической долговечности на 30 % (см. табл. 2).

Закключение

Таким образом, проведенные исследования показали, что дополнительное легирование жаропрочного сплава 0,2 % гадолиния позволяет на 30 %

уменьшить глубину альфированного слоя сплава, повысить циклическую долговечность после изотермической выдержки при 700 °С в течение 100 ч и кратковременную прочность при 700 °С.

Литература

1. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980.
2. Siemers C., Brunke F., Laukart J., Hussain M.S., Rösler J., Saksl K., Zahra B. Rare earth metals in titanium alloys — a systematic study // *Rare Earths*. 2012. Vol. 1. P. 281–292.
3. Holm M., Ebel T., Dahms M. Investigations on Ti–6Al–4V with gadolinium addition fabricated by metal injection moulding // *Mater. Design*. 2013. Vol. 51. P. 943–948.
4. Hadi M., Meratian M., Shafyei A. The effect of lanthanum on the microstructure and high temperature mechanical properties of a beta-solidifying TiAl alloy // *J. Alloys Compd*. 2015. Vol. 618. P. 27–32.
5. Улякова Н.М. Влияние редкоземельных металлов на механические свойства и структуру жаропрочного титанового α -сплава // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1994. No. 3. С. 3–9.
6. Вест А. Химия твердого тела. Теория и приложения. В 2 ч. Ч. 1 / Пер. с англ. М.: Мир, 1988.
7. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. и др. Физические величины: Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991.
8. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИС—МАТИ, 2009.
9. Савицкий Е.М. Редкоземельные металлы и перспективы их использования в промышленности // *Вестн. АН СССР*. 1960. No. 6. С. 81–89.
10. Скворцова С.В., Грушин И.А., Сперанский К.А., Демамков А.А., Мамонова Н.А. Влияние дополнительного легирования гадолинием на структуру и свойства опытного жаропрочного титанового сплава в литом и деформированном состояниях // *Титан*. 2017. No. 1. С. 4–9.
11. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы — материалы современных и будущих высоких технологий // *Тр. ВИАМ*. 2013. No. 2. С. 3–10.
12. Ночовная Н.А., Хорев А.И., Яковлев А.Л. Перспективы легирования титановых сплавов РЗЭ // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2013. No. 8 (698). С. 18–23.
13. Song Lu, Qing-Miao Hu, Rui Yang, Börje Johansson, Levente Vitos. Rare earth elements in α -Ti: A first-principles investigation // *Comput. Mater. Sci*. 2009. Vol. 46. Iss. 4. P. 1187–1191.
14. Brunke F., Waalkes L., Siemers C. Deformability of the rare-earth metal modified metastable-beta alloy Ti–15Mo // *Int. J. Chem., Mol., Nucl., Mater. Metall. Eng*. 2014. Vol. 8. No. 11. P. 1205–1209.
15. Tedenac J.-C., Ivanov M.I., Bulanova M.V., Berezutski V.V. Thermochemistry of binary liquid Gd–Ti and Tb–Ti alloys // *J. Alloys Compd*. 2005. Vol. 396. Iss. 1–2. P. L1–L3.
16. Xia K., Li W., Liu C. Effects of addition of rare earth element Gd on the lamellar grain sizes of a binary Ti–44Al alloy // *Scr. Mater*. 1999. Vol. 41. Iss. 1. P. 67–73.
17. Nie J.F., Majumdar A., Muddle B.C. Development of high temperature dispersion strengthening in rapidly quenched Al–Ti–X alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 1994. Vol. 179–180. Pt. 1. P. 619–624.
18. Ночовная Н.А., Яковлев А.Л., Алексеев Е.Б. Влияние гадолиния на жаропрочность сплава ВТ38 // *Технол. легких сплавов*. 2012. No. 1. С. 39–46.
19. Улякова Н.М. Влияние редкоземельных металлов на механические свойства и структуру жаропрочного титанового α -сплава // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1994. No. 3. С. 30–31.
20. Хорев А.И. Фундаментальные исследования легирования титановых сплавов редкоземельными элементами // *Вестн. машиностроения*. 2011. No. 11. С. 53–62.
21. Yong Liu, Lifang Chen, Weifeng Wei, Huiping Tang, Bin Liu, Baiyun Huang. Improvement of ductility of powder metallurgy titanium alloys by addition of rare earth elements // *J. Mater. Sci. Technol*. 2006. Vol. 22. No. 4. P. 465–469.
22. Hui-qun Liu, Dan-qing Yi, Wei-qi Wang, Li-ping Wang, Cai-hao Lian. Influence of Sc on high temperature strengthening behavior of Ti–6Al–4V alloy // *Trans. Nonferr. Met. Soc. China*. 2007. Vol. 17. P. 1212–1219.
23. Liu H.Q., Yi D.Q., Zheng F. The influence of Sc and α/β transformation of Ti // *Mater. Sci. Eng*. 2008. Vol. A487. P. 58–63.
24. Скворцова С.В., Грушин И.А., Мамонова Н.А., Сперанский К.А., Слезов С.С. Фазовые и структурные превращения в сплавах системы Ti–6Al–Sc // *Титан*. 2016. No. 2 (52). С. 12–18.
25. Определение величины газонасыщенного (альфированного) слоя на полуфабрикатах и изделиях из титановых сплавов: Произв. инструкция ПИ 1. 2.665-2003. М.: ВИАМ, 2003.
26. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов: Произв. инструкция ПИ 1.2.587-02. М.: ВИАМ, 2002.

References

1. Livshits B.G., Kraposhin V.S., Linetskii Ya.L. Fizicheskie svoystva metallov i splavov [Physical properties of metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1980.

2. Siemers C., Brunke F., Laukart J., Hussain M.S., Rösler J., Saksl K., Zahra B. Rare earth metals in titanium alloys — a systematic study. *Rare Earths*. 2012. Vol. 1. P. 281—292.
3. Holm M., Ebel T., Dahms M. Investigations on Ti—6Al—4V with gadolinium addition fabricated by metal injection moulding. *Mater. Design*. 2013. Vol. 51. P. 943—948.
4. Hadi M., Meratian M., Shafyei A. The effect of lanthanum on the microstructure and high temperature mechanical properties of a beta-solidifying TiAl alloy. *J. Alloys Compd.* 2015. Vol. 618. P. 27—32.
5. Ulyakova N.M. Vliyanie redkozemel'nykh metallov na mekhanicheskie svoystva i strukturu zharoprochnogo titanovogo α -splava [The influence of rare earth metals and the mechanical properties of the structure of α -titanium superalloy alloy]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1994. No. 3. P. 3—9.
6. Vest A. Khimiya tverdogo tela. Teoriya i prilozheniya [Solid state chemistry. Theory and applications. Pt. 1]. Moscow: Mir, 1988.
7. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskii A.M. et al. Fizicheskie velichiny: Spravochnik. Pod red. I.S. Grigor'eva, E.Z. Meilikhova [Physical quantities: Handbook. Eds. I.S. Grigor'ev, E.Z. Meilikhov]. Moscow: Energoatomizdat, 1991.
8. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Pol'kin I.S. Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoystva: Spravochnik [Titanium alloys. The composition, structure and properties: Handbook]. Moscow: VILS—MATI. 2009.
9. Savitskii E.M. Redkozemel'nye metally i perspektivy ikh ispol'zovaniya v promyshlennosti [Rare-earth metals and the prospects for their use in industry]. *Vestnik AN SSSR*. 1960. No. 6. P. 81—89.
10. Skvortsova S.V., Grushin I.A., Speranskii K.A., Demakov A.A., Mamontova N.A. Vliyanie dopolnitel'nogo legirovaniya gadolinium na strukturu i svoystva opyt'nogo zharoprochnogo titanovogo splava v litom i deformirovannom sostoyaniyakh [Effect of additional doping gadolinium on the structure and properties of the experimental heat-resistant titanium alloy in the cast and deformed states]. *Titan*. 2017. No. 1. P. 4—9.
11. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Redkie metally i redkozemel'nye elementy — materialy sovremennykh i budushchikh vysokikh tekhnologii [Rare metals and rare earth elements - materials of current and future high-tech]. *Trudy VIAM*. 2013. No. 2. P. 3—10.
12. Nochovnaya N.A., Khorev A.I., Yakovlev A.L. Perspektivy legirovaniya titanovykh splavov RZE [Prospects doping titanium alloys REE]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. No. 8 (698). P. 18—23.
13. Song Lu, Qing-Miao Hu, Rui Yang, Börje Johansson, Levente Vitos. Rare earth elements in α -Ti: A first-principles investigation. *Comput. Mater. Sci.* 2009. Vol. 46. Iss. 4. P. 1187—1191.
14. Brunke F., Waalkes L., Siemers C. Deformability of the rare-earth metal modified metastable-beta alloy Ti—15Mo. *Int. J. Chem., Mol., Nucl., Mater. Metall. Eng.* 2014. Vol. 8. No. 11. P. 1205—1209.
15. Tedenac J.-C., Ivanov M.I., Bulanov M.V., Berezutski V.V. Thermochemistry of binary liquid Gd—Ti and Tb—Ti alloys. *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 396. Iss. 1—2. P. L1—L3.
16. Xia K., Li W., Liu C. Effects of addition of rare earth element Gd on the lamellar grain sizes of a binary Ti—44Al alloy. *Scr. Mater.* 1999. Vol. 41. Iss. 1. P. 67—73.
17. Nie J.F., Majumdar A., Muddle B.C. Development of high temperature dispersion strengthening in rapidly quenched Al—Ti—X alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 1994. Vol. 179—180. Pt. 1. P. 619—624.
18. Nochovnaya N.A., Yakovlev A.L., Alekseev E.B. Vliyanie gadoliniya na zharoprochnost' splava VT38 [Effect of gadolinium on the heat resistance of VT38 alloy]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2012. No. 1. P. 39—46.
19. Ulyakova N.M. Vliyanie redkozemel'nykh metallov na mekhanicheskie svoystva i strukturu zharoprochnogo titanovogo α -splava [The influence of rare earth metals and the mechanical properties of a refractory structure α -titanium alloy]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1994. No. 3. P. 30—31.
20. Khorev A.I. Fundamental'nye issledovaniya legirovaniya titanovykh splavov redkozemel'nymi elementami [Fundamental studies of titanium alloys doped with rare earth elements]. *Vestnik mashinostroeniya*. 2011. No. 11. P. 53—62.
21. Yong Liu, Lifang Chen, Weifeng Wei, Huiping Tang, Bin Liu, Baiyun Huang. Improvement of ductility of powder metallurgy titanium alloys by addition of rare earth elements. *J. Mater. Sci. Technol.* 2006. Vol. 22. No. 4. P. 465—469.
22. Hui-qun Liu, Dan-qing Yi, Wei-qi Wang, Li-ping Wang, Cai-hao Lian. Influence of Sc on high temperature strengthening behavior of Ti—6Al—4V alloy. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China*. 2007. Vol. 17. P. 1212—1219.
23. Liu H.Q., Yi D.Q., Zheng F. The influence of Sc and α/β transformation of Ti. *Mater. Sci. Eng.* 2008. Vol. A487. P. 58—63.
24. Skvortsova S.V., Grushin I.A., Mamontova N.A., Speranskii K.A., Slezov S.S. Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v splavakh sistemy Ti—6Al—Sc [Phase and structural transformations in alloys of Ti-6Al-Sc system]. *Titan*. 2016. No. 2 (52). P. 12—18.
25. Opredelenie velichiny gazonasyschennogo (alfirovannogo) sloya na polufabrikatakh i izdeliyakh iz titanovykh splavov: Proizvodstvennaya instruktsiya PI 1. 2.665-2003 [Determination of the value of gas-saturated (alfa) layer on semi-finished products and products of titanium alloys: Industrial instruction PI 1. 2.665-2003]. Moscow: VIAM, 2003.
26. Termicheskaya obrabotka polufabrikatov i detalei iz titanovykh splavov: Proizvodstvennaya instruktsiya PI 1.2.587-02 [Heat treatment of semifinished products and details from titanium alloys: Industrial instruction PI 1.2.587-02]. Moscow: VIAM, 2002.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП742-ИД В КОНТЕКСТЕ ИНТЕГРИРОВАННОГО ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ИНЖИНИРИНГА (ИСМЕ)

Часть I. Результаты экспериментальных исследований

© 2018 г. В.К. Носов, С.А. Кононов, А.С. Перевозов, П.А. Нестеров,
Ю.Ю. Щугорев, Ю.А. Гладков

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
(МАИ (НИУ)), Ступинский филиал

Статья поступила в редакцию 04.03.17 г., доработана 29.06.17 г., подписана в печать 11.07.17 г.

Изучены реологические свойства сплава ЭП742-ИД при высокотемпературных испытаниях на сжатие цилиндрических образцов с различным отношением сходственных начальных размеров диаметра и высоты (d_0/h_0). По результатам испытаний в интервалах температур $t = 1000 \div 1150$ °С и начальных скоростей деформации $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ показано, что повышение напряжения течения сжатия с ростом отношения d_0/h_0 проявляется при всех температурах и скоростях деформации с линейной зависимостью от величины $\dot{\epsilon}_0$ и отношения d_0/h_0 . Предложена методика пересчета показателей сопротивления деформации на заданное отношение сходственных размеров. Повышение напряжения течения сжатия связывается с увеличением коэффициента жесткости образцов и их удельных контактных поверхностей. Установлена температурная зависимость кажущейся энергии активации пластической деформации ($Q_{\text{деф}}$) сплава, ее связь с фазовым составом и условиями протекания процесса динамической рекристаллизации γ -твердого раствора. В температурных условиях начала развития процесса динамической рекристаллизации γ -твердого раствора (1000–1050 °С) величина $Q_{\text{деф}}$ у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ составляет 959 кДж/моль. Наибольшие значения $Q_{\text{деф}}$ у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$, равные 1248 и 1790 кДж/моль, наблюдаются в области температур интенсивного растворения и коагуляции зернограницной γ' -фазы (1050–1100 °С). У образцов с $d_0/h_0 = 3,0$ в этой области температур значение $Q_{\text{деф}}$ повышается до 2277 кДж/моль. В области температур гомогенного γ -твердого раствора с зернограницными первичными и вторичными карбидами (1100–1150 °С) кажущаяся энергия активации пластической деформации снижается до 869 кДж/моль. Приведены результаты сжатия образцов сплава при однократном и многократном последовательном нагружении с различной длительностью междеформационных пауз. Показано, что метадинамическая рекристаллизация в условиях эксперимента в γ + γ' -области не совершается, а в γ -области протекает вяло.

Ключевые слова: сплав ЭП742-ИД, реологические свойства при испытаниях на сжатие.

Носов В.К. — докт. техн. наук, профессор кафедры технологии и автоматизации обработки материалов (ТАОМ) Ступинского филиала МАИ (НИУ) (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, 4). E-mail: nosovvk@mail.ru.

Кононов С.А. — канд. техн. наук, зам. ген. директора АО «Металлургический завод “Электросталь”» (144002, Московская обл., г. Электросталь, ул. Железнодорожная, 1). E-mail: s.kononov@elsteel.ru.

Перевозов А.С. — техн. директор АО «СМК» (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, вл. 2). E-mail: perevozov@smk.ru.

Нестеров П.А. — канд. техн. наук, доцент кафедры ТАОМ, Ступинский филиал МАИ (НИУ). E-mail: pankrug32@ya.ru.

Щугорев Ю.Ю. — канд. техн. наук, доцент кафедры ТАОМ, Ступинский филиал МАИ (НИУ). E-mail: yuraszl@mail.ru.

Гладков Ю.А. — канд. техн. наук, доцент, рук-ль отдела продаж и сопровождения ООО «Квантор Форм» (115088, г. Москва, 2-й Южнопортовый проезд, 16, стр. 2). E-mail: gladyuri@qform3d.ru.

Для цитирования: Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А. Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ИСМЕ). Часть I. Результаты экспериментальных исследований // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 30–42. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-30-42.

Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A.

Rheological properties of EP742-ID alloy in the context of Integrated Computational Materials Engineering (ICME). Part 1. Results of experimental research

The article covers rheological properties of the EP742-ID alloy in high-temperature compression tests of cylindrical samples with different ratios of similar initial diameters and heights (d_0/h_0). The results of experimental research in the temperature range $t =$

$= 1000\div 1150$ °C and initial deformation rates $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ have shown that an increase in compression flow stress with the growth of the d_0/h_0 ratio is observed at all temperatures and deformation rates with a linear dependence on the $\dot{\epsilon}_0$ value and the d_0/h_0 ratio. The method is proposed to recalculate deformation resistance indicators to the set ratio of similar sizes. Higher compression flow stress is connected with an increase in the coefficient of rigidity of samples and their specific contact surfaces. The dependence of apparent activation energy of alloy plastic deformation (Q_{def}), its relationship with the phase structure and conditions of the process of γ solid solution dynamic recrystallization is established. In the temperature conditions of the beginning of γ solid solution dynamic recrystallization process (1000–1050 °C) the Q_{def} value for $d_0/h_0 = 0,75$ samples is 959 kJ/mol. The highest Q_{def} values for $d_0/h_0 = 0,75$ samples of 1248 and 1790 kJ/mol are observed in the range of temperatures of intensive grain boundary γ' -phase dissolution and coagulation (1050–1100 °C). Samples with $d_0/h_0 = 3,0$ in this temperature range have Q_{def} up to 2277 kJ/mol. The apparent activation energy of plastic deformation decreases to 869 kJ/mol in the range of temperatures of homogeneous γ solid solution with grain-boundary primary and secondary carbides (1100–1150 °C). The paper provides the results of alloy sample compression at single and repeated consecutive loading with various times of pauses between deformations. It is shown that meta dynamic recrystallization under experimental conditions does not occur in the $\gamma + \gamma'$ -range, and occurs inertly in the γ -range.

Keywords: EP742-ID alloy, rheological properties in compression tests.

Nosov V.K. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of technology and automation of material handling, Moscow Aviation Institute (National Research University) (MAI (NRU)), Stupino branch (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 4). E-mail: nosovvk@mail.ru.

Kononov S.A. — Cand. Sci. (Tech.), deputy managing director of JSC «Metallurgical plant “Electrostal”» (142800, Russia, Moscow region, Elektrostal, Zheleznodorozhnaya str., 1). E-mail: s.kononov@elsteel.ru.

Perevozov A.S. — technical director of JSC «SMK» (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 2). E-mail: perevozov@smk.ru.

Nesterov P.A. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of technology and automation of material handling, MAI (NRU), Stupino branch. E-mail: pankrug32@ya.ru.

Shchugorev Yu.Yu. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of technology and automation of material handling, MAI (NRU), Stupino branch. E-mail: yuraszl@mail.ru.

Gladkov Yu.A. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., head of sales and support LTD «Quantifier Forms» (115088, Russia, Moscow, 2-nd Yuzhnoportovyi proezd, 16, build. 2). E-mail: gladyuri@qform3d.ru.

Citation: Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A. Reologicheskie svoistva splava EP742-ID v kontekste integrirovannogo vy-chislitel'nogo materialovedeniya i inzhiniringa (ISME). Chast' I. Rezul'taty eksperimental'nykh issledovaniy. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 30–42. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-30-42.

Введение

Задачи и методы управления процессами термомеханической обработки (ТМО) деформируемых заготовок из жаропрочных никелевых сплавов с прогнозированием структуры и свойств на протяжении всего цикла производства полуфабрикатов наиболее полно сформулированы в проекте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (integrated computational materials engineering — ICME) [1–5] и проекте генома материалов (materials genome initiative — MGI) [6]. Комплексный подход к моделированию полного цикла ТМО с последующим инженерным применением его результатов заключается в одновременном и/или последовательном использовании программных средств, разработанных на основе физических и математических моделей на всех иерархических уровнях — от электронного до континуального.

Для прогнозирования и управления структурой при моделировании применяют несколько методов. В первом, основанном на модели ИМАК, для прогнозирования доли и окончательного размера рекристаллизованного зерна разрабатываются уравнения кинетики статической и динамической рекристаллизаций в зависимости от температуры, степени, скорости и времени деформации [7–9]. Второй метод, с более высокими возможностями прогнозирования, использует алгоритм CELLULAR AUTOMATA (методы CA, CAFE, CAFÉ-ANN). Эта модель учитывает дополнительно кристаллографическую ориентацию зерен, разориентацию границ зерен, плотность дислокаций [10–12]. Метод PHASE-FIELD (PFM) реализует моделирование фазовых областей, прогнозирование формирования, морфологии, роста зерна и дисперсных внутризеренных и межзеренных упрочняющих

фаз с учетом термодинамических движущих сил эволюции микроструктуры [13—15]. Валидацию и верификацию расчетных значений доли динамически рекристаллизованного зерна и его размера выполняют с помощью EBSD-анализа [7, 16, 17]. В частности, программные комплексы технологического моделирования процессов обработки металлов давлением (ОМД) DEFORM [18] и QFORM [19] содержат модули прогнозирования структурного состояния и размера зерна при ТМО никелевого сплава Inconel 718. Все известные методы моделирования процессовковки, штамповки и термической обработки предполагают наличие соответствующей базы данных, основанной на теоретически обоснованных и экспериментально подтвержденных разработках.

При моделировании процессов ОМД на первом этапе основная задача заключается в установлении соотношения между напряжениями и деформациями во времени в виде реологических уравнений состояния (РУС), а также связи параметров высокотемпературной деформации с фазовым и структурным состояниями [20—26]. Полученные по результатам высокотемпературных испытаний на растяжение, сжатие или кручения РУС отличаются уровнем и характером кривых течения [20, 23, 24, 26, 27]. С известным приближением их применяют в качестве исходной информации при компьютерном моделировании технологических процессов ОМД с анализом энергетических параметров, распределения напряжений, деформации, возможным прогнозированием структурного состояния и структурного строения деформируемого сплава. Для установления реологических свойств и структурного состояния при моделировании многопереходных процессовковки и штамповки дисков газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных никелевых сплавов с переменным напряженно-деформированным состоянием в каждой из операций целесообразно использовать высокотемпературные испытания на сжатие (осадку), в наибольшей степени приближенные по механической схеме деформации к процессу штамповки заготовок дисков. Действующие технологические переходы осадки и штамповки заготовок дисков с различными начальными (d_0/h_0), текущими (d_i/h_i) и конечными (d_k/h_k) соотношениями диаметров и высот заготовок сопровождаются резко отличающимися распределениями по объему компонент тензора напряжений, тензора деформации и, как следствие, структурного состояния и структурного строения [23—26].

Цель части I статьи заключалась в нормализации исходной информации о сопротивлении деформации образцов жаропрочного дискового никелевого сплава ЭП742-ИД при испытаниях на сжатие в интервале температур егоковки и штамповки в части установления влияния начальных (d_0/h_0) и текущих (d_i/h_i) соотношений размеров цилиндрических образцов на показатели сопротивления деформации для последующего их использования в части II статьи при моделировании процесса осадки экспериментальных образцов и виртуальных заготовок.

Материалы и методика проведения работы

Исходным материалом служил кованный темплет сплава ЭП742-ИД (ХН62БМКТЮ) следующего химического состава, мас. %:

Ni..... основа	Al 2,6
Cr..... 14,0	Nb 2,6
C 0,04	Mo..... 5,1
Ti 2,7	Co..... 10,05

Количество γ' -фазы в сплаве составляло 33 мас. %. Характерные температуры фазового и структурного состояний: температура полного растворения γ' -фазы (температура сольвуса) $t_{\text{пр}}^{\gamma'} = 1090$ °С; температура полного растворения вторичных карбидов $t_{\text{пр}}^{\text{с}} = 1180$ °С; температура неравновесного солидуса $t_s = 1280$ °С; температура начала статической рекристаллизации $t_{\text{нр}} = 1000$ °С; температура начала статической собирательной рекристаллизации $t_{\text{нр}} = 1100$ °С.

Образцы для испытаний на сжатие изготавливали из зоны 1/2 радиуса кованого прутка $\varnothing 257$ мм со средним размером γ -зерна 200 мкм. Испытания на сжатие образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм ($d_0/h_0 = 0,75$); $\varnothing 15 \times 15$ мм ($d_0/h_0 = 1,0$); $\varnothing 15 \times 10$ мм ($d_0/h_0 = 1,5$); $\varnothing 15 \times 7,5$ мм ($d_0/h_0 = 2,0$); $\varnothing 15 \varnothing 5$ мм ($d_0/h_0 = 3,0$) проводили в изотермических условиях без смазки в интервале температур 1000—1150 °С с постоянными скоростями деформирования (V_d), соответствующими начальным скоростям деформации $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при $t = 1000, 1050$ и 1075 °С. В исследованном скоростном интервале деформации образцов осуществляли многократную последовательную осадку с паузами между циклами осадки 10 мин, 1 ч и без пауз.

Сопротивление деформации сплава при задан-

ной степени деформации оценивали напряжением течения сжатия, а именно

$$\sigma_s = P_i / F_i, \quad (1)$$

где P_i — текущее усилие деформации сжатием при i -й степени деформации, которое рассчитывали по машинным диаграммам с учетом изменения жесткости системы «машина—образец» в процессе деформации [28]; $F_i = F_0 h_0 / h_i$ — текущая площадь торцевого сечения образца без учета бочкообразности; h_0 и h_i — соответственно начальная и текущая высота образца. Все остальные расчеты для текущих высот образцов вели при действительной (истинной) скорости деформации: $\dot{\epsilon}_i = V_d / h_i$.

Для аналитического представления зависимости напряжения течения сжатия от термомеханических параметров деформации кривые текущей σ_s — ϵ_h образцов аппроксимировали следующей зависимостью [29, 30]:

$$\sigma_s = a_0 \epsilon_h^{a_1} \exp(a_2 \epsilon_h) \dot{\epsilon}_i^{a_3} \exp(a_4 t), \quad (2)$$

где $\epsilon_h = \ln(h_0/h_i)$ — логарифмический коэффициент деформации; $\dot{\epsilon}_i$ — истинная скорость деформации, с^{-1} ; t — температура деформации, $^{\circ}\text{C}$; a_0 — a_4 — числовые коэффициенты уравнения регрессии, определяемые в процессе аппроксимации.

Для анализа металлофизических механизмов деформации сплава с переменным фазовым составом вследствие уменьшения объемной доли γ' -фазы с повышением температуры использовали кос-

венные методы: определение кажущейся энергии пластической деформации ($Q_{\text{деф}}$); многократную последовательную осадку образцов с различной длительностью последеформационных пауз; анализ зависимостей σ_s от температуры, степени и скорости деформации, а также данные микроструктурного анализа.

Энергию активации пластической деформации оценивали, используя соотношение Зинера—Холломоны:

$$\sigma_s = f(\dot{\epsilon}_i \exp[Q_{\text{деф}}/(RT)]), \quad (3)$$

где σ_s , МПа — напряжение течения сжатия при постоянной степени деформации ϵ_h ; $\dot{\epsilon}_i$ — истинная скорость деформации, с^{-1} ; $Q_{\text{деф}}$ — кажущаяся энергия пластической деформации в заданном интервале температур, кДж/моль; R — универсальная газовая постоянная, кДж/моль; T — температура деформации, К.

Принимая величину σ_s постоянной на установившейся стадии течения с $d\sigma_s/d\epsilon_h \approx 0$ (рис. 1), а функцию (3) как натуральный логарифм и дифференцируя по $1/T$, получим:

$$d\sigma_s/d(1/T) = d\ln\dot{\epsilon}_i/d(1/T) + Q_{\text{деф}}/R. \quad (4)$$

При постоянном значении σ_s :

$$d\ln\dot{\epsilon}_i/d(1/T) = -Q_{\text{деф}}/R, \quad (5)$$

тангенс угла наклона линейной зависимости $\ln\dot{\epsilon}_i$ — $1/T$ будет равен $-Q_{\text{деф}}/R$.

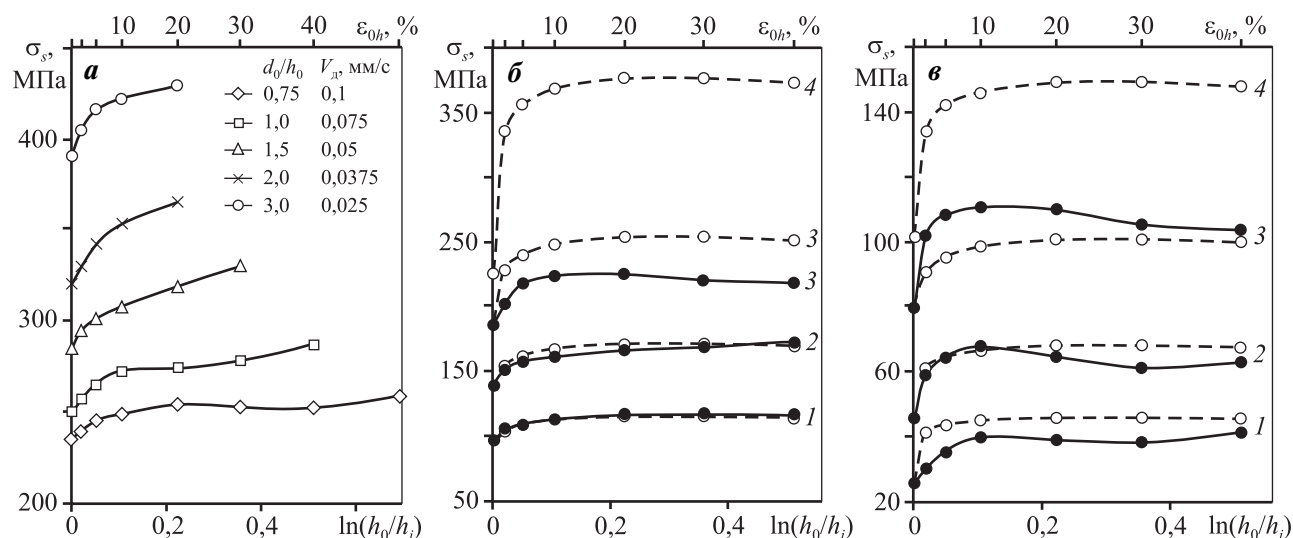


Рис. 1. Зависимости σ_s — ϵ_h сплава ЭП742-ИД с различным отношением d_0/h_0 (а) и скоростью деформации $\dot{\epsilon}_0$ (б, в) при $t = 1050$ $^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (а), $t = 1075$ $^{\circ}\text{C}$ (б) и 1150 $^{\circ}\text{C}$ (в)

б, в: $d_0/h_0 = 0,75$; $\dot{\epsilon}_0, \text{с}^{-1} = 3 \cdot 10^{-4}$ (1), $3 \cdot 10^{-3}$ (2), $3 \cdot 10^{-2}$ (3) и $3 \cdot 10^{-1}$ (4)

Сплошные линии — экспериментальные результаты, штриховые — аппроксимированные данные

Результаты исследований

Результаты испытаний на сжатие образцов с различным отношением d_0/h_0 при постоянном $d_0 = 15$ мм, как и в работе [31], свидетельствуют, что с уменьшением высоты h_0 , т.е. соответствующим увеличением d_0/h_0 , возрастают напряжения течения сжатия σ_s . При $t = 1050$ °C и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ повышение d_0/h_0 с 0,75 до 3,0, несмотря на 4-кратное снижение V_d у образцов с $d_0/h_0 = 3,0$ по сравнению с образцами с $d_0/h_0 = 0,75$, увеличивает σ_s при относительной степени деформации $\epsilon_{0h} = 20$ % с 254 до 429 МПа (см. рис. 1, а). По результатам испытаний на сжатие с применением метода наименьших квадратов рассчитаны коэффициенты уравнения регрессии (2): $a_0 = 293198592$; $a_1 = 0,0615$; $a_2 = -0,2086$; $a_3 = 0,1704$; $a_4 = -0,0123$. Полученные аналитические зависимости использованы при расчетах для неисследованных экспериментально температур, скоростей и степеней деформации. На рис. 1, б и в приведены экспериментальные и аппроксимированные зависимости $\sigma_s - \epsilon_h$ для образцов с $d_0/h_0 = 0,75$.

Эффект повышения σ_s с увеличением d_0/h_0 сохраняется во всем исследованном интервале температур и скоростей деформации (рис. 2). Скоростные зависимости напряжения течения сжатия при $\epsilon_{0h} = 10 \div 40$ % при всех температурах и скоростях деформации носят линейный характер с коэффициентом скоростного упрочнения $m = d \lg \sigma_s / d \lg \dot{\epsilon}_i = 0,13 \div 0,22$ (см. рис. 2). Более высокие значения $m = 0,20 \div 0,22$ характерны для температур γ -области ($t_{\text{пр}} < 1090$ °C) при всех отношениях d_0/h_0 .

Установленное влияние отношения d_0/h_0 на по-

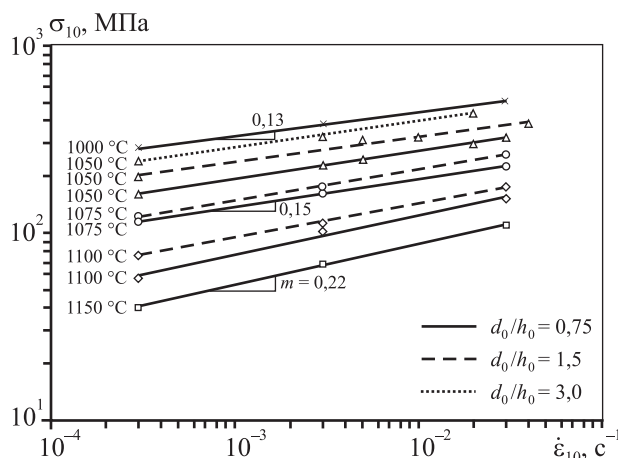


Рис. 2. Зависимости $\lg \sigma_{10} - \lg \dot{\epsilon}_{10}$ при $\epsilon_{0h} = 10$ % сплава ЭП742-ИД

казатели сопротивления образцов сплава ЭП742-ИД при постоянном $d_0 = 15$ мм обусловлено изменением двух основных взаимообусловленных факторов: коэффициента жесткости образцов и баланса их удельных контактных, свободных и суммарных поверхностей. Коэффициент жесткости образца в пределах упругой области равен [26]:

$$K_{\text{ж}} = EF_0/h_0, \quad (6)$$

где E — модуль упругости сплава, МПа.

При постоянном модуле упругости влияние d_0/h_0 на $K_{\text{ж}}$ описывается линейной зависимостью:

$$K_{\text{ж}} = 11,8Ed_0/h_0. \quad (7)$$

Начальные удельные суммарные (K_{β}), контактные торцевые (K_F) и свободные (K_S) поверхности цилиндрических образцов в общем виде характеризуются, соответственно, следующими выражениями [25]:

$$K_{\beta} = (2F_0 + S_0)/V_0 = 2/h_0 + 4/d_0, \quad (8)$$

$$K_F = 2F_0/V_0 = 2/h_0, \quad (9)$$

$$K_S = S_0/V_0 = 4/d_0, \quad (10)$$

где V_0 — объем образца, S_0 — площадь свободной поверхности (боковых поверхностей), F_0 — площадь контактной поверхности.

При принятом в работе постоянном $d_0 = 15$ мм уравнение (8) соответственно для деформаций 0, 10 и 50 % принимает вид

$$K_{\beta 0} = 0,133d_0/h_0 + 0,27, \quad (11)$$

$$K_{\beta 10} = 0,148d_0/h_0 + 0,253, \quad (12)$$

$$K_{\beta 50} = 0,258d_0/h_0 + 0,188. \quad (13)$$

Из анализа уравнений (11)—(13) следует, что для постоянного d_0 с повышением отношения d_0/h_0 при равенстве абсолютных значений контактных поверхностей и одинаковых относительных степенях деформации удельные суммарные и контактные поверхности линейно возрастают. Удельные свободные поверхности снижаются с развитием деформации, но при равных степенях деформации не зависят от отношения d_0/h_0 .

Моделирование и основанное на нем прогнозирование формирующихся в процессе горячей пластической деформации структурного состояния и структурного строения многокомпонентного сплава ЭП742-ИД невозможно без учета осо-

бенностей фазовых и структурных превращений, происходящих в процессах нагрева, охлаждения и собственно пластической деформации.

Для физического описания механизмов высокотемпературной пластической деформации анализируется корреляция величины $Q_{\text{деф}}$ со значениями объемной ($Q_{\text{об}}$) или граничной ($Q_{\text{г}}$) энергий активации диффузии [7–17, 21, 22, 32, 33]. При этом основываются на том, что именно диффузионные процессы контролируют многостадийные динамические процессы возврата и рекристаллизации [20–22, 32, 33]. Поскольку высокотемпературная пластическая деформация является сложным многофакторным процессом с одновременным протеканием нескольких элементарных процессов, полученные значения $Q_{\text{деф}}$ рассматривают как кажущуюся энергию активации пластической деформации [21, 22, 33]. Величина $Q_{\text{деф}}$ является интегральной характеристикой, отражающей энергию активации пластической деформации всего объема образца без привязки к характерным приконтактным, центральным и периферийным объемам.

По расчетам в интервале температур 1000–1050 °C ($\gamma + \gamma'$ -область, соответствующая началу развития процесса динамической рекристаллизации (ДР)) при $\sigma_s = 300$ МПа, $m = 0,13$ и $\epsilon_{0h} = 10\%$ у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ величина $Q_{\text{деф}} = 1004,5$ кДж/моль. В той же фазовой области при $t = 1050 \div 1075$ °C, $\sigma_s = 160$ и 300 МПа значение $Q_{\text{деф}}$ возрастает до 1180 кДж/моль. У образцов с $d_0/h_0 = 1,5$ при $t = 1050 \div 1075$ °C и $\sigma_s = 200$ МПа этот показатель существенно выше: $Q_{\text{деф}} = 2277,1$ кДж/моль. У образцов с $d_0/h_0 = 0,75$, осажденных в γ -области при $t = 1100 \div 1150$ °C ($m = 0,22$) $Q_{\text{деф}}$ снижается до 959,9 кДж/моль. В интервале температур 1075–1100 °C, включающем две фазовые области ($\gamma + \gamma'$ и γ), $Q_{\text{деф}} = 1689$ кДж/моль. При $\epsilon_{0h} = 40\%$ на установившейся стадии течения в температурных диапазонах 1000–1050, 1050–1075, 1075–1100 и 1100–1150 °C соответственно $Q_{\text{деф}} = 959, 1248, 1790$ и 869 кДж/моль (рис. 3). Температурный интервал 1050–1100 °C повышенной $Q_{\text{деф}}$ соответствует фазовой $\gamma + \gamma'$ -области интенсивного растворения [34] и коагуляции γ' -фазы [35].

Основным термически активируемым процессом разупрочнения при высокотемпературной деформации никелевых сплавов является динамическая рекристаллизация γ -твердого раствора [34–38], а структура, формирующаяся в процессе горячей пластической деформации, термодинами-

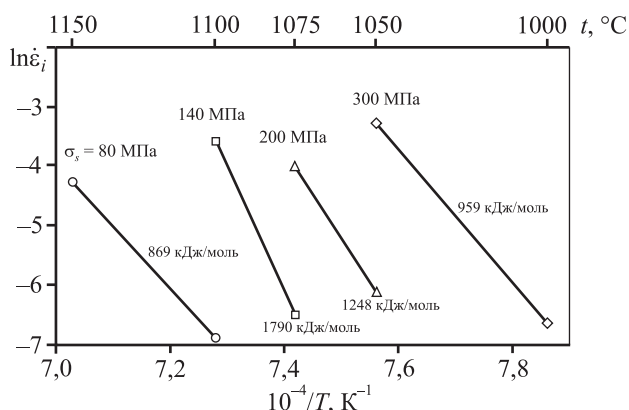


Рис. 3. Зависимость $\ln \dot{\epsilon}_i - 10^{-4}/T$ образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм сплава ЭП742-ИД при $\epsilon_{0h} = 40\%$

чески неравновесна. Поэтому структурное состояние (рекристаллизованное, полигонизованное, горячего наклепа) и структурное строение (морфология γ -зерна и дисперсных частиц γ' -фазы) сплава формируются не только в процессе самой пластической деформации, но и в постдинамических процессах разгрузки и охлаждения. При многократной последовательной осадке с $\epsilon_{0h} = 10 \div 50\%$ между циклами реализуются два вида машинных диаграмм $P-\Delta h$ (рис. 4). Первый вид (рис. 4, а, б) с усилием осадки при повторном цикле, превышающем усилие окончания предыдущего цикла, отмечен у образцов при $t = 1000 \div 1075$ °C и $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ($\gamma + \gamma'$ -область). Другой вид диаграмм свойственен деформации в γ -области при $t = 1100 \div 1150$ °C, когда повторная осадка сопровождается снижением усилия (рис. 4, в). Различие между σ_s при $\epsilon_{0h} = 10 \div 50\%$ в одном цикле и $\sigma_{0,2}$ при последующем цикле осадки не превышает 12 МПа. Уве-

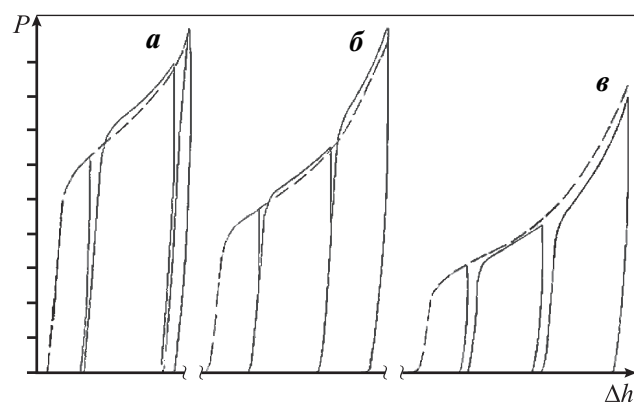


Рис. 4. Диаграммы $P-\Delta h$ образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм сплава ЭП742-ИД при однократном (штриховые) и многократном последовательном (сплошные линии) нагружении с $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при $t = 1050$ (а), 1075 (б) и 1100 (в) °C

личение междеформационных пауз до 10 мин и 1 ч с выдержкой при температурах осадки, а также паузы с охлаждением на воздухе тех же длительностей не изменяют вида машинных диаграмм.

По данным микроструктурного анализа в процессе осадки с $\varepsilon_{0h} = 50\%$ при $t = 1100\text{ °C}$, $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}\text{ с}^{-1}$ и последующего охлаждения на воздухе в центре меридиального сечения образцов $\varnothing 15 \times 20\text{ мм}$ формируется механическая текстура деформации

с потенциальными местами зарождения центров рекристаллизации на границах зерен, в полосах сдвига и переходных полосах (рис. 5, а).

Большая продолжительность деформации и, как следствие, увеличение кинетических условий развития динамической рекристаллизации способствуют получению при $t = 1100\text{ °C}$ и $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$ неоднородной частично рекристаллизованной структуры (рис. 5, б).

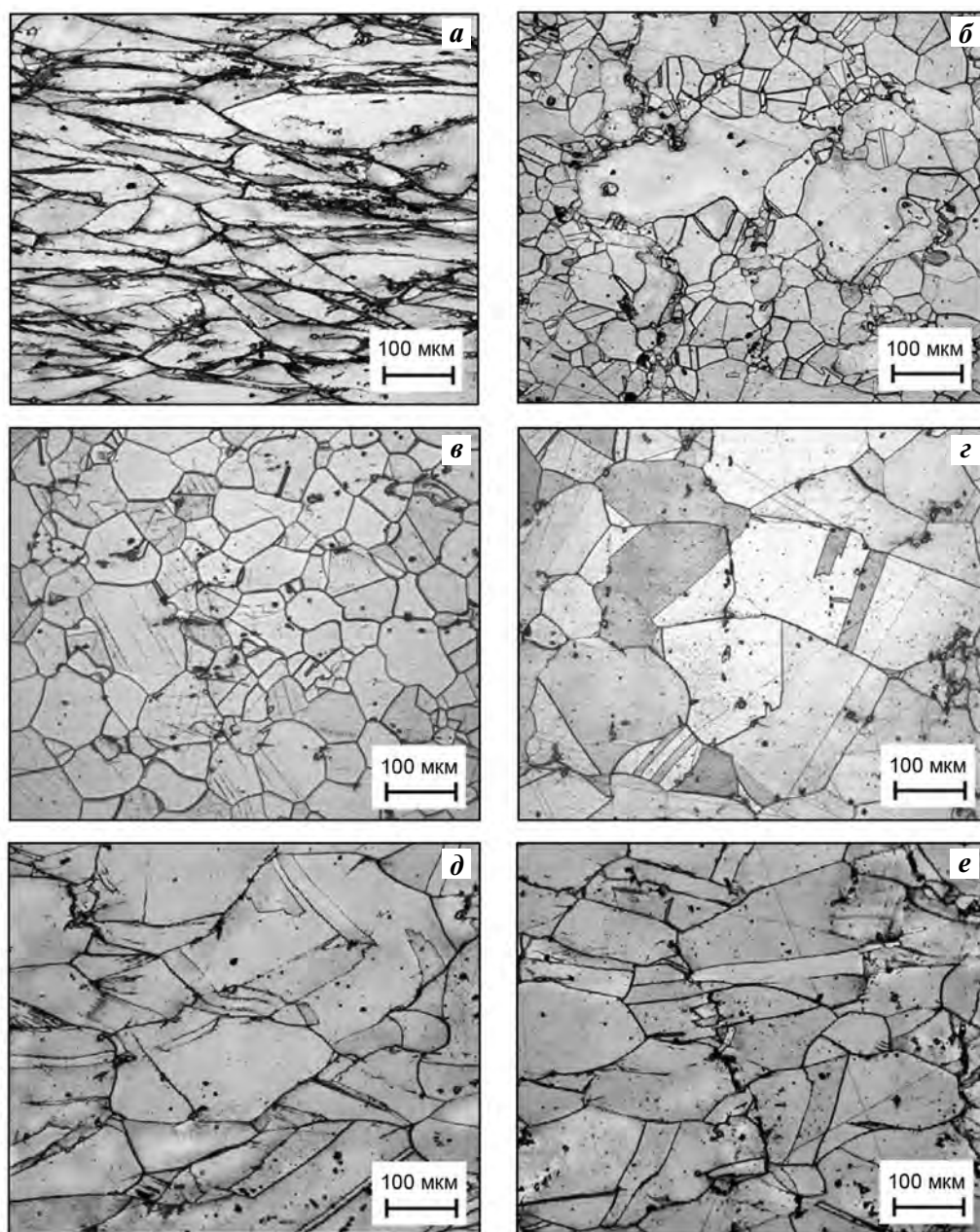


Рис. 5. Микроструктура образцов $\varnothing 15 \times 20\text{ мм}$ сплава ЭП742-ИД после испытаний на сжатие с $\varepsilon_{0h} = 50\%$ при температурах 1100 °C (а, б, д, е) и 1150 °C (в, г) в центре меридиального сечения (а–г), на расстоянии 1 мм от торца центрального сечения (д) и края периферии (е) а, в, д, е – $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}\text{ с}^{-1}$; б, г – $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$

Повышение температуры и снижение $\dot{\epsilon}_0$ при деформации в γ -области сопровождаются тенденцией укрупнения зерна (рис. 5, в, г). Последнее во многом обусловлено временем деформации, которое у образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм при $\epsilon_{0h} = 50\%$ с $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}$ и $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ составляет 17 с и 28 мин соответственно. Микроструктура осажённых образцов характеризуется высокой неоднородностью в приконтактной, центральной и периферийной зонах (рис. 5) вследствие известной неравномерности распределений напряжений и деформаций по объёму [23–25].

Обсуждение результатов

Первичными входными данными всех систем моделирования структурного состояния и структурного строения при штамповке заготовок дисков являются зависимости $\sigma_s - \epsilon_h$, полученные по результатам испытаний на сжатие [7–17]. Разработанные на их основе аналитические и физические модели должны адекватно отражать реальные технологические переходы осадки, штамповки по таким ключевым параметрам, как геометрия заготовки, температура, время, скорость, степень деформации. Кроме того, они должны быть интегрированы в систему автоматизированного управления гидравлическим прессом по температуре заготовки, скорости деформирования и степени деформации.

Во многих ранее опубликованных работах исследования реологических свойств никелевых сплавов при испытаниях на сжатие и создание по их результатам физических и математических моделей горячей деформации проводились на образцах с различным отношением сходственных размеров диаметра и высоты. Так, использовались образцы $\varnothing 16 \times 24,6$ мм [7], $\varnothing 8 \times 12$ мм [9], $\varnothing 10 \times 16$ мм [32]. В некоторых работах вообще не приводятся размеры образцов. Подобный подход ограничивает применение полученных реологических свойств в качестве базы данных при технологическом моделировании осадки и торцевой штамповки широкой номенклатуры реальных геометрически подобных заготовок с различным отношением d_0/h_0 . Полученные в настоящей работе результаты по влиянию d_0/h_0 на σ_s качественно согласуются с данными [23–25] и результатами моделирования, выполненного авторами [31] в программном комплексе ANSYS с использованием модели мультимедийного упрочнения материала цилиндри-

ческих образцов, имеющих $d_0 = 10$ мм и $h_0 = 16,8$ и 4 мм.

На основе экспериментальных данных по сопротивлению деформации сплава с конкретным отношением d_0/h_0 и средним размером зерна D_{cp} допустимо с экспериментально подтвержденным и статистически обоснованным приближением распространение их на произвольные соотношения d_0/h_0 . Например, при $D_\gamma = 200$ мкм, $t = 1050$ °C и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ показатели сопротивления деформации сплава выражаются уравнениями

$$\sigma_{0,2} = 82,5 d_0/h_0 + 174, \quad (14)$$

$$\sigma_{10} = 84,1 d_0/h_0 + 195, \quad (15)$$

$$\sigma_{30} = 118,6 d_0/h_0 + 164, \quad (16)$$

что свидетельствует об интенсификации роста зависимости σ_s от d_0/h_0 с развитием деформации.

Номенклатура дисков из никелевых сплавов содержит широкий размерный ряд диаметров и высот исходных заготовок под осадку и шайб под окончательную штамповку. Степень деформации в простейших переходах осадки некоторых штампованных заготовок дисков достигает 85 % от суммарной степени деформации полотна штампованной заготовки диска. Именно при осадке закладывается основное формирование структуры, наследуемой штампованной заготовкой. Поэтому только системные данные о реологических свойствах образцов с различным отношением d_0/h_0 , понимание физической природы влияния этого отношения на σ_s в совокупности с информацией о гамме исходных структур конкретного сплава могут быть успешно использованы в качестве динамической базы данных при технологическом моделировании с прогнозом структурного состояния и структурного строения деформируемых заготовок.

В перечисленных выше моделях IMAK, СА, SAFE и PFM для понимания физических процессов, контролирующих эволюцию структуры при горячей пластической деформации, и их связи с реологическими свойствами большое внимание уделяется определению величины $Q_{\text{деф}}$ и ее сопоставлению с граничной и объемной диффузиями.

Согласно данным [22], энергия активации диффузии по границам зерен никеля, бинарных сплавов никеля с 10, 20 ат.% Cr и сплава MAR-M200 составляла $Q_r = 115$ кДж/моль. Объемная энергия активации в этих сплавах существенно выше — $Q_{06} = 284 \div 293$ кДж/моль.

По литературным данным энергия активации пластической деформации жаропрочных никелевых сплавов имеет широкий спектр значений — от 106 до 1552 кДж/моль. Причем $Q_{\text{деф}}$ возрастает с увеличением размера γ -зерна, повышением степени легирования γ -твердого раствора и ростом объемной доли γ' -фазы. Кроме того, упрочнение дисперсными частицами объема и границ зерна затрудняет динамическую рекристаллизацию [33]. У сплава UDIMET720, имеющего 32 % γ' -фазы и $D_\gamma = 300$ мкм, при испытаниях на сжатие образцов $\varnothing 7 \times 10$ мм в интервалах $t = 1100 \div 1150$ °C (ниже температуры сольвуса, равной 1153 °C) и $\dot{\epsilon}_i = 0,01 \div \pm 1,0$ с⁻¹ с линейной зависимостью $\ln \sigma_s - \ln \dot{\epsilon}_i$ получена величина $Q_{\text{деф}} = 1230$ кДж/моль [38]. В том же интервале температур при $\dot{\epsilon}_i = 0,001$ с⁻¹, когда не соблюдается линейная зависимость $\ln \sigma_s - \ln \dot{\epsilon}_i$, после калибровки с использованием температурно-скоростного компенсационного параметра Зинера—Холломана $Q_{\text{деф}} = 1552$ кДж/моль. По данным работы [12], у сплава GTD-111 с объемной долей γ' -фазы до 45 % в интервале $t = 750 \div 950$ °C при напряжении течения растяжением $\sigma_s = 250$ МПа наблюдается повышение $Q_{\text{деф}}$ со 106 до 675 кДж/моль. У близкого к нему по составу сплава IN738LC при сжатии в интервалах $t = 1000 \div 1200$ °C и $\dot{\epsilon}_i = 0,01 \div \pm 1,0$ с⁻¹ получили $Q_{\text{деф}} = 950$ кДж/моль [39]. Обращает внимание тот факт, что у сплава IN718 с мелкозернистой структурой (6,9—8,2 нм) $Q_{\text{деф}}$ зависит от коэффициента скоростного упрочнения m и составляет 179,39 кДж/моль при $T = 1173 \div \pm 1218$ К и 345,4 кДж/моль при $T = 1218 \div 1248$ К [40]. Отдельного внимания в вышеперечисленных работах при принятых температурах испытаний и временах выдержки нагрева (10—15 мин) заслуживает достаточность времени достижения фазового $\gamma + \gamma'/\gamma$ -равновесия.

Высокотемпературная пластическая деформация сопровождается совокупностью параллельно накладывающихся динамических элементарных физических процессов упрочнения и разупрочнения. Термически активируемые динамические процессы разупрочнения, движущей силой которых является запасенная энергия деформации, включают многостадийные динамические процессы совершенствования кристаллического строения возврата и рекристаллизации. Степень и последовательность их развития зависят от уровня запасенной энергии деформации, температуры и времени деформации. Динамические внутри- и межзеренные процессы упрочнения, обуслов-

ленные пластической деформацией (повышение плотности дислокаций, образование ячеистой структуры, искажения кристаллической решетки, инициированное деформацией выделение дисперсных упрочняющих фаз и др.), выражаются в повышении запасенной энергии деформации, формировании термодинамически нестабильного состояния и росте σ_s с повышением ϵ_H .

Рассматривая процесс динамической рекристаллизации (ДР) в качестве основного термически активируемого процесса разупрочнения в жаропрочных никелевых сплавах, проводят аналогию с процессами их статической рекристаллизации (СР) [41]. Так, уравнение М. Авраами, установленное для описания кинетики изотермической СР, используют для расчета доли объема и размера динамически рекристаллизованного зерна [7—17].

В температурном интервале 1000—1050 °C фазовый состав сплава ЭП742-ИД представлен γ -твердым раствором и постепенно уменьшающимся с повышением температуры количеством дисперсной, преимущественно зернограницной γ' -фазы, вторичными (Me_xC_y) и первичными (MeC) карбидами [34—37]. При нагреве в диапазоне $t = 900 \div \pm 1100$ °C в течение 4, 8 и 16 ч в сплаве ЭП742-ИД не наблюдается роста исходного ($D_\gamma = 65$ мкм) γ -зерна [36]. В совокупности высокое твердорастворное упрочнение γ -фазы, дисперсные зернограницные частицы γ' -фазы и карбидов затормаживают ДР и обуславливают высокие значения $Q_{\text{деф}} = 959 \div \pm 1004,5$ кДж/моль у сплава ЭП742-ИД, как и у сплавов GTD-111, UDIMET720, IN738LC при близких отношениях d_0/h_0 .

Интервал температур 1050—1100 °C характеризуется интенсивным растворением зернограницной γ' -фазы [34], ускоряющим ДР, и ее коагуляцией [35], затормаживающей ДР и зернограницную деформацию. В совокупности преобладающее действие двух последних факторов определяет рост $Q_{\text{деф}}$ (см. рис. 3). Подобное действие интенсивного растворения и коагуляции γ' -фазы на условия зернограницной деформации, ускорение/торможение ДР и значения $Q_{\text{деф}}$, к сожалению, носит описательный характер в силу высокой неопределенности количественной оценки их раздельного влияния.

В области температур гомогенного γ -твердого раствора (1100—1150 °C) с зернограницными первичными и вторичными карбидами у сплава ЭП742-ИД величина $Q_{\text{деф}}$ существенно ниже (см. рис. 3) и контролируется термически активиру-

емым процессом ДР γ -фазы с сопутствующими упрочняющими внутри- и межзеренными процессами пластической деформации. По аналогии, в условиях СР при температурах нагрева выше 1100 °С отмечается [36] бурный рост зерна сплава ЭП742-ИД, усиливающийся при более продолжительном времени изотермической выдержки. Увеличение времени выдержки до 16 ч при $t = 1150$ °С приводит к росту D_γ с 65 до 270 мкм. Протекание ДР с укрупнением γ -зерна при $t = 1150$ °С со снижением скорости деформации подтверждается данными микроструктурного анализа (см. рис. 5, в, г). В этом температурном диапазоне скорость деформации, температура и время пластической деформации определяют кинетику роста зерна в процессе ДР.

Известно [33], что при $\dot{\epsilon}_i > 4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ только в условиях динамического возврата $Q_{\text{деф}}$ имеет значения, близкие к значениям энергии активации самодиффузии, а в условиях ДР — значительно их превышающие. Таким образом, подтверждается тот факт, что процесс ДР подчиняется законам диффузии. Диффузия контролирует скорость ДР, но не является ее основным механизмом [33].

Вероятность распознавания и оценки процессов постдинамического разупрочнения путем метадинамической рекристаллизации или постдинамического упрочнения [26, 42] со снижающимся/увеличивающимся σ_s при разгрузке и охлаждении косвенным методом многократной последовательной осадки затрудняется вследствие «скрытых» динамических факторов роста σ_s с повышением ϵ_h .

Кроме упрочняющих процессов собственно пластической деформации такими «скрытыми» динамическими факторами роста σ_s с повышением ϵ_h являются увеличение текущих значений d_i/h_i и нарастающая действительная скорость деформации $\dot{\epsilon}_i$ при постоянной в условиях настоящей работы величине V_d (см. таблицу).

У образцов с $d_0/h_0 = 3,0$ в сравнении с образцами, имеющими $d_0/h_0 = 0,75$, при $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}$, $3 \cdot 10^{-3}$, $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $t = 1075$ °С и $\epsilon_{0h} = 10$ % прирост σ_{10} от 4-кратного увеличения d_0/h_0 составляет 229,2, 163,8 и 127,4 МПа соответственно. У образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ прирост σ_{10} от повышения величины $\dot{\epsilon}_0$ на порядок в тех же условиях деформации с $m = 0,15$ не превышает 60 МПа. Поскольку влияние коэффициента жесткости образцов (K_x) компенсируется методикой расчета кривых упрочнения $\sigma_s - \epsilon_h$, то основными факторами, определяющими

Текущие значения d_i/h_i и $\dot{\epsilon}_i$ при различных степенях деформации образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм ($d_0/h_0 = 0,75$)

$\epsilon_{0h}, \%$	d_i/h_i	$\dot{\epsilon}_i, 10^{-2} \text{ с}^{-1}$
0	0,75	3,0
10	0,88	3,3
20	1,05	3,75
30	1,28	4,3
40	1,62	5,0
50	2,12	6,0

увеличение σ_s с повышением d_0/h_0 (d_i/h_i), являются рост контактных поверхностей (K_F) и сопутствующее изменение напряженно-деформированного состояния (НДС). Методика количественной оценки влияния K_F в дополнение к описательному характеру содержит процедуру расчетов, сравнительного металлографического анализа, анализа НДС, калибровки и не является предметом настоящей работы.

Выводы

1. Повышение напряжения течения сжатия сплава ЭП742-ИД в интервалах температур 1000—1150 °С и начальных скоростей деформации $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ с ростом отношения d_0/h_0 проявляется при всех температурах и скоростях деформации с линейной зависимостью от скорости деформации и отношения d_0/h_0 и обусловлено увеличением коэффициента жесткости образцов и их удельных контактных поверхностей.

2. Температурно-скоростная зависимость кажущейся энергии активации пластической деформации сплава отражает процесс динамической рекристаллизации γ -твердого раствора в условиях растворения и коагуляции дисперсных зернограницных частиц γ' -фазы и карбидов.

3. Метадинамическая рекристаллизации сплава в условиях эксперимента в $\gamma + \gamma'$ -области не совершается, а в γ -области протекает вяло.

Литература

1. Integrated computational materials engineering: A transformational discipline for improved competitiveness and national security. 1st ed. Washington, DC: The National Academies Press, 2008.
2. Horstemeyer M.F. Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Minerals,

- Metals and Materials Society; Hoboken: John Wiley and Sons, 2012.
3. *Schmitz G.J., Prahl U.* Introduction, in integrative computational materials engineering: Concepts and applications of a modular simulation platform. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., KGaA, 2012.
 4. *Arnold S.M., Holland F.A., Bednarczyk B.A., Pineda E.J.* Combining material and model pedigree is foundational to making ICME a reality // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. P. 4—30.
 5. *Allison J.* Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps // *J. Metals.* 2011. Vol. 63. No. 4. P. 15—18.
 6. Materials genome initiative for global competitiveness. URL: <https://www.whitehouse.gov/mgi> (дата обращения: 01.02.2017).
 7. *Huber D., Stotter C., Sommitsch C., Mitsche S., Poelt P., Buchmayr B., Stockinger M.* Microstructure modeling of the dynamic recrystallization kinetics during turbine disc forging of nickel superalloy Alloy 718PLusTM // *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 855—861.
 8. *Kodzhaspirov G.E., Terentyev M.I.* Modeling the dynamically recrystallized grain size evolution of a superalloy // *Mater. Phys. Mech.* 2012. Vol. 13. No. 1. P. 70—76.
 9. *Matsui T.* Dynamic recrystallization behavior of Waspaloy during hot working // *Mater. Trans.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 255—263.
 10. *Chen F., Cui Z., Ou H., Long H.* Mesoscale modeling and simulation of microstructure evolution during dynamic recrystallization of a Ni-based superalloy // *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* 2016. Vol. 122. No. 10. P. 890—902.
 11. *Furrer D., Goetz R., Shen G.* Modeling and simulation of Alloy 718: Microstructure and mechanical properties // *Superalloy 718 & Derivatives: 7th Intern. symp.* (Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 10—13 Oct. 2010). Pittsburgh, PA: TMS, 2010. P. 663—677.
 12. *Sajjadi S.A., Nategh A.S.* High temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111 // *Mater. Sci. Eng.* 2001. Vol. 307. P. 158—164.
 13. *Kitashima T., Ping D.H., Wang J., Harada H.* Phase-field modeling of γ' precipitation in multi-component Ni-base superalloys // *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 819—827.
 14. *Warnken N., Drevermann A., Ma D., Fries S.G., Steinbach I.* Development of a simulation approach to microstructure evolution during solidification and homogenization using the phase field method // *Superalloys 2008: 11th Intern. Symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 951—962.
 15. *Chen L.Q.* Phase-field method and Materials Genome Initiative (MGI) // *Mater. Sci. A.* 2014. Vol. 59. No. 15. P. 1641—1645.
 16. *Li Z., Liu B., Xu Q.* Microstructure simulation on recrystallization of an as-cast nickel based single crystal superalloy // *Comput. Mater. Sci.* 2015. Vol. 107. P. 122—133.
 17. *Azarbarmas M., Aghaie-Khafri, Cabrera J.M., Calvo J.* Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718 // *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 678. P. 137—152.
 18. DEFORM-3D — Scientific Forming Technologies Corporation. URL: <http://www.deform.com/products/> (дата обращения: 01.02.2017).
 19. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (дата обращения: 01.02.2017).
 20. *Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.* Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982.
 21. *Пуарье Ж.П.* Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. М.: Металлургия, 1982.
 22. *Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф.* Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, Челяб. отд-ние, 1989.
 23. *Смирнов-Аляев Г.А.* Сопротивление материалов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978.
 24. *Сторожев М.В., Попов Е.А.* Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977.
 25. *Охрименко Я.М., Тюрин В.А.* Теория процессовковки: Учеб. пос. для вузов. М.: Высш. шк., 1977.
 26. *Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М.* Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. М.: Металлургия, 1983.
 27. *Бердин В.К., Бердин Н.В., Лукьянов В.В.* Упруго-вязкопластическое поведение материала в задачах численного моделирования одноосного сжатия, растяжения и чистого сдвига // *Кузнеч.-штамп. пр-во. Обработка материалов давлением.* 2015. No. 3. С. 33—42.
 28. *Носов В.К., Щипунов Г.И., Овчинников А.В.* Построение кривых текучести при изотермической осадке цилиндрических образцов // *Завод. лаб.* 1988. Т. 54. No. 5. С. 82—85.
 29. *Хензель А., Шпиттель Т.* Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: Справочник. М.: Металлургия, 1982.
 30. *Харитонин С.В., Смирнов В.К., Бондин А.Р.* Сопротивление деформации углеродистых инструментальных и других легированных сталей и сплавов // *Изв. вузов. Чер. металлургия.* 1990. No. 2. С. 30—32.

31. Бердин В.К., Бердин Н.В. Моделирование одноосного сжатия цилиндрических образцов с различной исходной высотой // Кузнеч.-штамп. пр-во. Обработка материалов давлением. 2011. No. 3. С. 33—39.
32. Zhang P., Yi C., Chen G., Qin H., Wang C. Constitutive model based on dynamic recrystallization behavior during thermal deformation of a nickel-based superalloy // *Metals*. 2016. Vol. 6. No. 7. P. 161—171.
33. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капусткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: МИСиС, 2005.
34. Петрушин Н.В., Логунов А.В., Горин В.А. Структурная стабильность никелевых жаропрочных сплавов при высоких температурах // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1984. No. 5. С. 36—38.
35. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технологии, 2013.
36. Клещев А.С., Власова О.Н., Корнеева Н.Н., Рязанова Р.Г. Исследование кинетики собирательной рекристаллизации дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов // *Технол. легких сплавов*. 1981. No. 6. С. 53—57.
37. Масленков С.Б., Кабанов И.В., Масленкова Е.А., Абрамов О.В., Мелькумов И.Н. Влияние температуры и скорости деформирования на пластичность сплава ХН62БМКТЮ // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1999. No. 10. С. 21—23.
38. Monajati H., Jahazi M., Yue S., Taheri A.K. Deformation characteristics of isothermal forged UDIMET 720 nickel-base superalloy // *Metall. Mater. Trans. A*. 2005. Vol. 360. P. 895—905.
39. Sajjadi S.A., Chaichi A., Ezatpour H.R., Maghsoudlou A., Kalaie M.A. Hot deformation processing map and microstructural evaluation of the Ni-based superalloy Ni-738LC // *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. Vol. 25. No. 4. P. 1269—1275.
40. Kashyap B.P., Chaturvedi M.C. Activation energy for superplastic deformation of in 718 superalloy // *Scr. Mater.* 2000. Vol. 43. P. 429—433.
41. Brown A.A., Bammann D.J. Validation of a model for static and dynamic recrystallization in metals // *Int. J. Plast.* 2012. Vol. 32—33. P. 17—35.
42. Gardner S., Li W., Coleman M., Johnston R. The effects of thermomechanical history on the microstructure of a nickel-base superalloy during forging // *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 668. P. 263—270.
1. Integrated computational materials engineering: A transformational discipline for improved competitiveness and national security. 1st ed. Washington, DC: The National Academies Press, 2008.
2. Horstemeyer M.F. Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Minerals, Metals and Materials Society; Hoboken: John Wiley and Sons, 2012.
3. Schmitz G.J., Prahl U. Introduction, in integrative computational materials engineering: Concepts and applications of a modular simulation platform. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., KGaA, 2012.
4. Arnold S.M., Holland F.A., Bednarczyk B.A., Pineda E.J. Combining material and model pedigree is foundational to making ICME a reality. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. P. 4—30.
5. Allison J. Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps. *J. Metals*. 2011. Vol. 63. No. 4. P. 15—18.
6. Materials genome initiative for global competitiveness. URL: <https://www.whitehouse.gov/mgi> (accessed: 01.02.2017).
7. Huber D., Stotter C., Sommitsch C., Mitsche S., Poelt P., Buchmayr B., Stockinger M. Microstructure modeling of the dynamic recrystallization kinetics during turbine disc forging of nickel superalloy Alloy 718PLusTM. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 855—861.
8. Kodzhaspirov G.E., Terentyev M.I. Modeling the dynamically recrystallized grain size evolution of a superalloy. *Mater. Phys. Mech.* 2012. Vol. 13. No. 1. P. 70—76.
9. Matsui T. Dynamic recrystallization behavior of Waspaloy during hot working. *Mater. Trans.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 255—263.
10. Chen F., Cui Z., Ou H., Long H. Mesoscale modeling and simulation of microstructure evolution during dynamic recrystallization of a Ni-based superalloy. *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* 2016. Vol. 122. No. 10. P. 890—902.
11. Furrer D., Goetz R., Shen G. Modeling and simulation of Alloy 718: Microstructure and mechanical properties. In: *Superalloy 718 & Derivatives: 7th Intern. symp.* (Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 10—13 Oct. 2010). Pittsburgh, PA: TMS, 2010. P. 663—677.
12. Sajjadi S.A., Nategh A.S. High temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111. *Mater. Sci. Eng.* 2001. Vol. 307. P. 158—164.
13. Kitashima T., Ping D.H., Wang J., Harada H. Phase-field modeling of γ' precipitation in multi-component Ni-base superalloys. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 819—827.
14. Warnken N., Drevermann A., Ma D., Fries S.G., Steinbach I. Development of a simulation approach to microstructure evolution during solidification and homogenization using

References

- the phase field method. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. Symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14–18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 951–962.
15. Chen L.Q. Phase-field method and Materials Genome Initiative (MGI). *Mater. Sci. A*. 2014. Vol. 59. No. 15. P. 1641–1645.
 16. Li Z., Liu B., Xu Q. Microstructure simulation on recrystallization of an as-cast nickel based single crystal superalloy. *Comput. Mater. Sci.* 2015. Vol. 107. P. 122–133.
 17. Azarbarmas M., Aghaie-Khafri, Cabrera J.M., Calvo J. Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718. *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 678. P. 137–152.
 18. DEFORM-3D — Scientific Forming Technologies Corporation. URL: <http://www.deform.com/products/> (accessed: 01.02.2017).
 19. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (accessed: 01.02.2017).
 20. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii [The physical bases of plastic deformation]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
 21. Puar'e Zh.P. Vysokotemperaturnaya plastichnost' tel [High-temperature plasticity of crystalline bodies]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
 22. Frost G.Dzh., Eshbi M.F. Karty mekhanizmov deformatsii [Maps of deformation mechanisms]. Chelyabinsk: Metallurgiya, Chelyabinskoye otделение, 1989.
 23. Smirnov-Alyayev G.A. Soprotivlenie materialov plasticheskomu deformirovaniyu [The resistance of materials to plastic deformation]. Leningrad: Mashinostroenie, 1978.
 24. Storozhev M.V., Popov E.A. Teoriya obrabotki metallov davleniem [The theory of processing of metals pressure]. Moscow: Mashinostroenie, 1977.
 25. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. Teoriya protsessov kovki: Uchebnoe posobie dlya vuzov [Theory of forging processes: Textbook for universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977.
 26. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. Soprotivlenie plasticheskoi deformatsii metallov i splavov: Spravochnik [The resistance to plastic deformation of metals and alloys: Reference]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
 27. Berdin V.K., Berdin N.V., Luk'yanov V.V. Uprugo-vyazkoplasticheskoe povedenie materiala v zadachakh chislennogo modelirovaniya odnoosnogo szhatiya, rastyazheniya i chistogo sdviga. *Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2015. Vol. 3. P. 33–42.
 28. Nosov V.K., Shchipunov G.I., Ovchinnikov A.V. Postroenie krivyykh tekuchesti pri izotermicheskoi osadke tsilindricheskikh obraztsov. *Zavodskaya laboratoriya*. 1988. Vol. 54. No. 5. P. 82–85.
 29. Khenzel' A., Shpittel' T. Raschet energosilovykh parametrov v protsessakh obrabotki metallov davleniem: Spravochnik [Calculation of the power parameters in the processes of treatment of metals pressure: Reference]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
 30. Kharitonin S.V., Smirnov V.K., Bondin A.R. Soprotivlenie deformatsii uglerodistykh instrumental'nykh i drugikh legirovannykh stalei i splavov. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1990. No. 2. P. 30–32.
 31. Berdin V.K., Berdin N.V. Modelirovanie odnoosnogo szhatiya tsilindricheskikh obraztsov s razlichnoi iskhodnoi vysotoi. *Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2011. No. 3. P. 33–39.
 32. Zhang P., Yi C., Chen G., Qin H., Wang C. Constitutive model based on dynamic recrystallization behavior during thermal deformation of a nickel-based superalloy. *Metals*. 2016. Vol. 6. No. 7. P. 161–171.
 33. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekristallizatsiya metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
 34. Petrushin N.V., Logunov A.V., Gorin V.A. Strukturnaya stabil'nost' nikelovykh zharoprochnykh splavov pri vysokikh temperaturakh. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1984. No. 5. P. 36–38.
 35. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. Sovremennye zharoprochnye nikelovye splavy dlya diskov gazovykh turbin (materialy i tekhnologii) [Modern heat-resistant Nickel right disks for gas turbines (materials and technology)]. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2013.
 36. Kleshchev A.S., Vlasova O.N., Korneeva N.N., Ryazanova R.G. Issledovanie kinetiki sobiratel'noi rekristallizatsii dispersionno-tverdeyushchikh nikelovykh splavov. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 1981. No. 6. P. 53–57.
 37. Maslennikov S.B., Kabanov I.V., Maslennikova E.A., Abramov O.V., Mel'kumov I.N. Vliyanie temperatury i skorosti deformirovaniya na plastichnost' splava KHN62BMKTYU. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1999. No. 10. P. 21–23.
 38. Monajati H., Jahazi M., Yue S., Taheri A.K. Deformation characteristics of isothermal forged UDIMET 720 nickel-base superalloy. *Metall. Mater. Trans. A*. 2005. Vol. 360. P. 895–905.
 39. Sajjadi S.A., Chaichi A., Ezatpour H.R., Maghsoudlou A., Kalaie M.A. Hot deformation processing map and microstructural evaluation of the Ni-based superalloy Ni-738LC. *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. Vol. 25. No. 4. P. 1269–1275.
 40. Kashyap B.P., Chaturvedi M.C. Activation energy for superplastic deformation of in 718 superalloy. *Scr. Mater.* 2000. Vol. 43. P. 429–433.
 41. Brown A.A., Bammann D.J. Validation of a model for static and dynamic recrystallization in metals. *Int. J. Plast.* 2012. Vol. 32–33. P. 17–35.
 42. Gardner S., Li W., Coleman M., Johnston R. The effects of thermomechanical history on the microstructure of a nickel-base superalloy during forging. *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 668. P. 263–270.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП742-ИД В КОНТЕКСТЕ ИНТЕГРИРОВАННОГО ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ИНЖИНИРИНГА (ICME)

Часть II. Моделирование процесса сжатия образцов и виртуальных заготовок

© 2018 г. В.К. Носов, С.А. Кононов, А.С. Перевозов, П.А. Нестеров,
Ю.Ю. Щугорев, Ю.А. Гладков

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
(МАИ (НИУ)), Ступинский филиал

Статья поступила в редакцию 04.03.17 г., доработана 29.06.17 г., подписана в печать 11.07.17 г.

В части II данной работы сопоставляются результаты моделирования и эксперимента теоретическому условию пластичности Губера–Мизеса в процессе осесимметричной осадки образцов сплава ЭП742-ИД с различным отношением начальных размеров d_0/h_0 . Оценивается влияние начальных размеров на напряженно-деформированное состояние модельных экспериментальных образцов и виртуальных заготовок. Приводятся результаты моделирования процесса осадки цилиндрических образцов ($\varnothing 15$ мм) и заготовок ($\varnothing 300$ мм) жаропрочного никелевого сплава ЭП742-ИД с различным отношением начальных сходственных размеров, обосновывается выбор среднего напряжения и эквивалентной деформации в качестве внутренних факторов, определяющих формирование микроструктуры. Показано, что значения сжимающей осевой компоненты напряжения в центре образцов в условиях начальной пластической деформации 0,2 % более чем в 1,5 раза возрастают с повышением отношения d_0/h_0 . Получены экспериментальные и расчетные значения условного предела текучести, осевого и радиального напряжений при температуре сжатия 1050 °С в зависимости от d_0/h_0 . Проанализировано влияние степени деформации и отношения начальных размеров на распределение среднего напряжения и эквивалентной деформации по радиусу середины высоты меридиального сечения осаживаемых (экспериментальных) образцов ($\varnothing 15$ мм) и виртуальных заготовок ($\varnothing 300$ мм). Изложены общие принципы прогнозирования микроструктуры для решения задач с использованием программных комплексов технологического моделирования при разработке режимов осадки заготовок дисков из жаропрочных никелевых сплавов. Акцентируется внимание на том, что методы моделирования должны быть теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены.

Ключевые слова: сплав ЭП742-ИД, моделирование процесса сжатия.

Носов В.К. — докт. техн. наук, профессор кафедры технологии и автоматизации обработки материалов (ТАОМ) Ступинского филиала МАИ (НИУ) (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, 4). E-mail: nosovvk@mail.ru.

Кононов С.А. — канд. техн. наук, зам. ген. директора АО «Металлургический завод “Электросталь”» (144002, Московская обл., г. Электросталь, ул. Железнодорожная, 1). E-mail: s.kononov@elsteel.ru.

Перевозов А.С. — техн. директор АО «СМК» (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, вл. 2). E-mail: perevozov@smk.ru.

Нестеров П.А. — канд. техн. наук, доцент кафедры ТАОМ, Ступинский филиал МАИ (НИУ). E-mail: pankrug32@ya.ru.

Щугорев Ю.Ю. — канд. техн. наук, доцент кафедры ТАОМ, Ступинский филиал МАИ (НИУ). E-mail: yuraszl@mail.ru.

Гладков Ю.А. — канд. техн. наук, доцент, рук-ль отдела продаж и сопровождения ООО «Квантор Форм» (115088, г. Москва, 2-й Южнопортовый проезд, 16, стр. 2). E-mail: gladyuri@qform3d.ru.

Для цитирования: Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А. Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME). Часть II. Моделирование процесса сжатия образцов и виртуальных заготовок // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 43–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-43-52.

Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A.

Rheological properties of EP742-ID alloy in the context of Integrated Computational Materials Engineering (ICME). Part 2. Modeling the compression process for samples and virtual workpieces

The second part of this paper compares modeling and experimental results with the Huber–Mises plasticity theory during the axisymmetric settlement of EP742-ID alloy samples with various ratios of initial d_0/h_0 sizes. The influence of initial sizes on the strain-stress state of model experimental samples and virtual workpieces is estimated. Settlement modeling results are given for

Ø15 mm cylindrical samples and Ø300 mm workpieces made of EP742-ID heat-resistant nickel alloy with various ratios of initial similar sizes with the substantiation of choosing average stress and equivalent deformation as internal factors that determine microstructure formation. It is shown that compression axial tension component values in the center of samples under initial plastic deformation of 0,2 % are increased by more than 1,5 times with the higher d_0/h_0 ratio. Experimental and calculated values of offset yield strength, axial and radial stresses are obtained at a compression temperature of 1050 °C depending on d_0/h_0 . The paper reviews the influence of the degree of deformation and the ratio of initial sizes on the distribution of average stress and equivalent deformation along the radius of the mid-height of meridian sections of the Ø15 mm settled (experimental) samples and Ø300 mm virtual workpieces. The paper describes general microstructure forecasting principles for applications that use process modeling software packages when developing settlement modes for disk workpieces made of heat-resistant nickel alloys. Special attention is paid to the fact that modeling methods must be theoretically proved and experimentally confirmed.

Keywords: EP742-ID alloy, compression process modeling.

Nosov V.K. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of technology and automation of material handling, Moscow Aviation Institute (National Research University) (MAI (NRU)), Stupino branch (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 4). E-mail: nosovvk@mail.ru.

Kononov S.A. — Cand. Sci. (Tech.), deputy managing director of JSC «Metallurgical plant “Electrostal”» (142800, Russia, Moscow region, Elektrostal, Zheleznodorozhnaya str., 1). E-mail: s.kononov@elsteel.ru.

Perevozov A.S. — technical director of JSC «SMK» (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 2). E-mail: perevozov@smk.ru.

Nesterov P.A. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of technology and automation of material handling, MAI (NRU), Stupino branch. E-mail: pankrug32@ya.ru.

Shchugorev Yu.Yu. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of technology and automation of material handling, MAI (NRU), Stupino branch. E-mail: yuraszl@mail.ru.

Gladkov Yu.A. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., head of sales and support LTD «Quantifier Forms» (115088, Russia, Moscow, 2-nd Yuzhnoportovyi proezd, 16, build. 2). E-mail: gladyuri@qform3d.ru.

Citation: *Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A. Reologicheskie svoystva splava EP742-ID v kontekste integririvannogo vychislitel'nogo materialovedeniya i inzhiniringa (ISME).*

Chast' II. Modelirovanie protsessa szhatiya obraztsov i virtual'nykh zagotovok. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya. 2018. No. 1. P. 43–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-43-52.

Введение

В масштабно-размерной иерархической структуре интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME) [1–6] верхний континуальный уровень моделирования отвечает инжинирингу, т.е. прикладному назначению систем взаимосвязанных уровней ICME. Считается, что развитие и внедрение ICME открывают широкий потенциал значительных преимуществ во всех аспектах аэрокосмических материалов, в том числе прикладного значения, что выражается в существенном снижении времени, стоимости и риска последствий. В технологии штамповки заготовок дисков газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных никелевых сплавов прикладное назначение ICME заключается в моделировании и разработке режимов термомеханической обработки (ТМО) и рассматривается как единый многооперационный процесс обработки давлением и термической обработки от слитка через технологию получения деформированного полуфабриката до конкретного изделия с заданными эксплуатационными свойствами. Моделирование режимов ТМО базируется на разделе механики сплошных сред —

механике деформируемого твердого тела (МДТТ) — и реализуется использованием программных комплексов технологического моделирования, в частности QForm [7], примененного и в настоящей работе. Система ICME подразумевает строгую верификацию и валидацию моделей и методов, а также адекватность используемой базы данных реальным условиям ТМО [8–10]. Проблемы, преимущества и перспективы реализации потенциалов ICME в проектировании материалов и процессов изготовления компонентов изделий, прежде всего дисков ГТД, рассмотрены в работе [1].

Цель части II настоящей работы заключалась в сопоставлении результатов моделирования и эксперимента теоретическому условию пластичности Губера—Мизеса в процессе осесимметричной осадки образцов сплава ЭП742-ИД с различным отношением начальных размеров d_0/h_0 , оценке влияния этого соотношения на напряженно-деформированное состояние модельных экспериментальных образцов и виртуальных заготовок, обосновании выбора среднего напряжения и эквивалентной деформации в качестве внутренних ак-

тивных параметров, определяющих формирование микроструктуры в процессе осадки.

Методика моделирования

Компьютерное моделирование процесса сжатия образцов с $d_0 = 15$ мм и отношением $d_0/h_0 = 0,75; 1,0; 2,0$ и $3,0$ осуществляли с использованием программного комплекса QForm 3D v.5.1. В качестве реологической модели сопротивления деформации применяли экспериментальные и аппроксимированные результаты испытаний на сжатие в изотермических условиях, полученные в части I настоящей работы [11]. По результатам моделирования в цилиндрической системе координат в центре осаживаемых образцов определяли радиальное (σ_r), тангенциальное (σ_θ), осевое (σ_z) и касательное (τ_{rz}) напряжения. Степень деформации для каждой начальной высоты h_0 при определении компонент напряжений задавали равной остаточной деформации $\epsilon_{0h} = 0,2$ %, соответствующей нагрузке условного предела текучести $\sigma_{0,2}$. Распределение компонент напряжений при $\epsilon_{0h} = 0,2$ % в условиях осесимметричного напряженного состояния сжатия принимали равномерным по объему образцов [12, 13]. Полученные результаты моделирования использовали для расчета интенсивности напряжений (σ_i) в соответствии с энергетическим условием пластичности Губера—Мизеса при осесимметричном напряженном состоянии в цилиндрических координатах [12, 13]:

$$2\sigma_i^2 = (\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2 + 6\tau_{rz}^2 = 2\sigma_T^2. \quad (1)$$

В условиях эксперимента переход от упругого состояния к упругопластическому характеризуется напряжением, эквивалентным условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$. Принимая при $\epsilon_{0h} = 0,2$ % в центре цилиндрического образца $\tau_{rz} = 0$, $\sigma_r = \sigma_\theta$ [12, 13], получим

$$\sigma_r - \sigma_z = \pm \sigma_{0,2}. \quad (2)$$

Для оценки влияния модуля упругости (E) сплава на компоненты напряжения задавали $E = 1,5 \cdot 10^5$ МПа, что отвечает экстраполированному значению этого показателя в закаленном и состаренном состоянии сплава ЭП742-ИД [14, 15] от комнатной и рабочих температур до $t = 1050 \pm 1100$ °С.

Моделирование процессов осадки в 3D-систе-

ме цилиндрических координат виртуальных заготовок $\varnothing 300 \times 400$, $\varnothing 300 \times 200$ и $\varnothing 300 \times 100$ мм с отношениями начальных размеров (D_0/H_0) 0,75; 1,5; 3,0 соответственно и экспериментальных образцов $\varnothing 15 \times 20$, $\varnothing 15 \times 10$, $\varnothing 15 \times 5$ мм с теми же значениями отношений (d_0/h_0) выполняли при условии [12, 13] геометрического подобия сходственных размеров D_0 и H_0 с масштабом подобия $n_1 = D_0/d_0 = 20$, $n_2 = H_0/h_0 = 20$, показателем геометрического подобия $k = n_1 n_2 = 400$; структурного подобия — средний размер γ -зерна $D_{cp} = 200$ мкм; равенства температур ($t = 1050$ °С); степеней деформации ($\epsilon_{0h} = 10, 20, 40$ %); скоростей деформации ($\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$); условий трения ($\mu = 0,3$).

Результаты моделирования

Из результатов моделирования следует, что значения сжимающей осевой компоненты напряжения σ_z в центре образцов в условиях относительной пластической деформации $\epsilon_{0h} = 0,2$ % более чем в 1,5 раза возрастают с повышением отношения d_0/h_0 (табл. 1).

Радиальная (σ_r) и равная ей тангенциальная (σ_θ) компоненты имеют существенно более низкие значения напряжения сжатия. Таким образом, результаты моделирования подтверждают, что в условиях перехода от упругого состояния к пластическому реализуется напряженное состояние, близкое к линейному, и для расчета условного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$) справедливо выражение (2). Расчетные по результатам моделирования значения осевой (σ_z), радиальной (σ_r) компонент напряжения и условного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$), полученные с использованием условия пластичности Губера—Мизеса, аппроксимируются линейной зависимостью (рис. 1), а расчетные значения услов-

Таблица 1
Значения осевой (σ_z) и радиальной (σ_r) компонент напряжений образцов сплава ЭП742-ИД при сжатии для различных отношений d_0/h_0

E , МПа	d_0/h_0	σ_z , МПа	σ_r , МПа
$1,5 \cdot 10^5$	0,75	−255,1	−18,7
	1,0	−293,3	−36,1
	1,5	−334,2	−39,8
	2,0	−420,7	−52,7
Примечание. Сжатие проводили при степени деформации $\epsilon_{0h} = 0,2$ %, температуре $t = 1050$ °С и скорости деформирования $V_d = 0,1$ мм/с.			

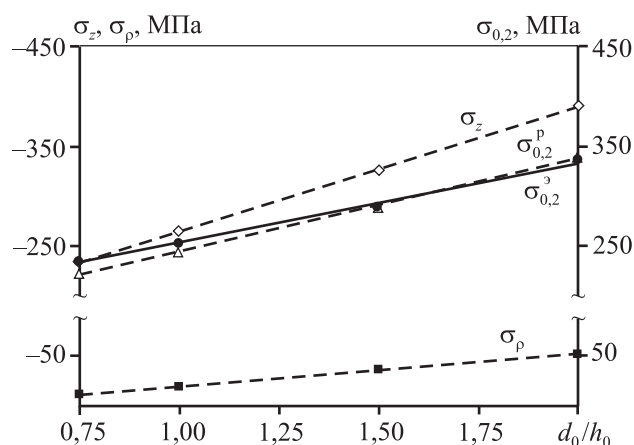


Рис. 1. Экспериментальные данные ($\sigma_{0,2}^3$, сплошная линия) и расчетные (штриховые) значения условного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$), осевого (σ_z) и радиального (σ_ρ) напряжений при температуре сжатия $t = 1050^\circ\text{C}$, скорости деформирования $V_d = 0,1$ мм/с в зависимости от отношения d_0/h_0

ного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$) удовлетворительно согласуются с экспериментальными значениями ($\sigma_{0,2}^3$) (см. рис. 1).

На следующем этапе работы в процессе моделирования анализировали влияние степени деформации (ϵ_{0h}) и отношения d_0/h_0 на распределение среднего напряжения (σ_{cp}) и эквивалентной деформации (ϵ_i), определяемой при моделировании как суммы приращений интенсивности пластических деформаций вдоль траектории движения материальной точки, по радиусу середины высоты меридиального сечения осаживаемых образцов $\varnothing 15$ мм и виртуальных заготовок $\varnothing 300$ мм.

В процессе моделирования использовали как индивидуальную информацию о сопротивлении деформации сплава, полученную экспериментально для образцов с конкретным отношением d_0/h_0 , так и единую для всех отношений d_0/h_0 по результатам испытаний образцов одного типоразмера с $d_0/h_0 = 0,75$ [11]. Из анализа распределения σ_{cp} по сечению образцов следует, что сжимающие напряжения σ_{cp} возрастают с увеличением отношения d_0/h_0 и степени деформации, монотонно снижаясь от центра к периферии (рис. 2). Более высокие экспериментальные показатели сопротивления деформации с применением индивидуальной базы данных для образцов с $d_0/h_0 = 1,0; 1,5; 2,0$ и 3,0 в сравнении с единой базой данных образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ определяют при моделировании процесса сжатия и более высокие значения σ_{cp} . Например, при моделировании с использованием инди-

видуальной базы данных показатель σ_{cp} у образцов с $d_0/h_0 = 1,5$, осаживаемых до $\epsilon_{0h} = 40\%$ при $t = 1050^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, составляет в центре 232 МПа, а с применением единой базы данных при той же $\epsilon_{0h} = 40\%$ он существенно ниже: $\sigma_{cp} = 169$ МПа.

Результаты моделирования, проведенные с использованием скоростных условий подобию с $m = 0,2$ [11] по меридиальному сечению заготовок $\varnothing 300$ мм при скорости деформирования $V_d = 10$ мм/с

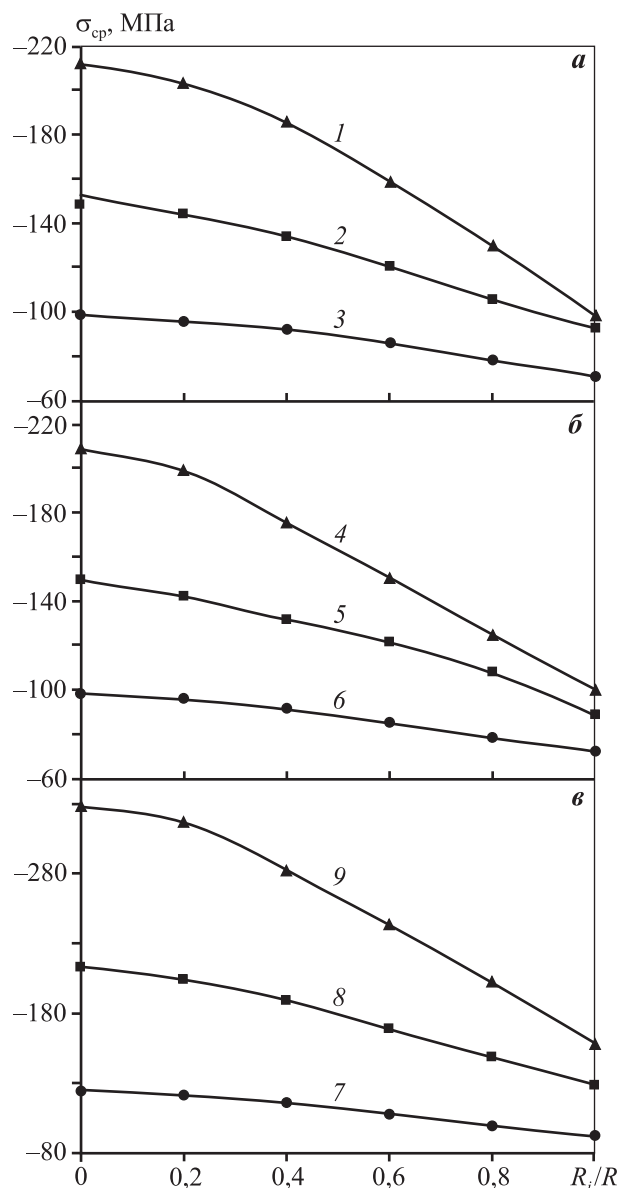


Рис. 2. Распределение среднего напряжения по радиусу середины высоты меридиального сечения после осадки при $t = 1050^\circ\text{C}$ и $\epsilon_{0h} = 10\%$

а — образцы $\varnothing 15$ мм высотой 5 (1), 10 (2) и 20 (3) мм
 б — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 100 (4), 200 (5) и 400 (6) мм
 в — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 400 (7), 200 (8) и 100 (9) мм
 V_d , мм/с = 0,025 (1); 0,05 (2); 0,1 (3); 0,5 (4); 1,0 (5); 2,0 (6); 10,0 (7–9)
 $\dot{\epsilon}_0$, $\text{с}^{-1} = 5 \cdot 10^{-3}$ (1–6); $2,5 \cdot 10^{-2}$ (7); $5 \cdot 10^{-2}$ (8); $1 \cdot 10^{-1}$ (9)

Таблица 2

Распределение интенсивности напряжений σ_i по радиусу середины высоты меридиального сечения экспериментальных образцов с $d_0 = 15$ мм при различном отношении d_0/h_0 ($t = 1050$ °C, $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$)

d_0/h_0	R_i/R					
	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
$\epsilon_{0h} = 10$ %						
0,75	262,6	261,6	260,5	258,5	254,8	252,7
1,5	301,0	300,3	299,2	297,2	296,1	294,6
3,0	302,7	302,4	302,6	302,1	301,9	300,4
$\epsilon_{0h} = 20$ %						
0,75	268,4	267,1	265,9	263,3	258,8	256,1
1,5	318,2	317,5	316,4	314,3	312,7	311,0
3,0	330,8	330,7	330,8	330,1	329,4	326,4
$\epsilon_{0h} = 40$ %						
0,75	273,3	272,5	271,0	268,2	261,7	257,6
1,5	356,2	356,1	355,7	354,6	353,1	351,4
3,0	477,9	477,9	478	477,7	478,2	473,4

Таблица 3

Значения усилий сжатия образцов при различных степенях деформации, полученные при моделировании (числитель) и по экспериментальным данным (знаменатель) при $t = 1050$ °C и $V_d = 0,1$ мм/с

d_0/h_0	P , кН, при ϵ , %			
	10	20	30	40
0,75	45,1	51,3	56,1	64,8
	46,3	56,2	63,8	74,1
1,0	53,2	58,0	66,6	80,2
	54,1	62,5	71,5	84,4
1,5	64,7	76,2	92,0	129
	62,3	73,1	86,3	—
2,0	83,7	98,3	122,4	163,3
	72,9	86,5	—	—

(см. рис. 2, в), близкой к величине V_d реального процесса осадки, свидетельствуют (в сравнении с данными рис. 2, а, б) об определяющем влиянии на величину $\sigma_{ср}$ именно $\dot{\epsilon}_i$, а не V_d . Распределение интенсивности напряжений σ_i носит равномерный характер распределения по меридиальному сечению образцов и возрастает с повышением ϵ_{0h} и увеличением отношения d_0/h_0 (см. табл. 2).

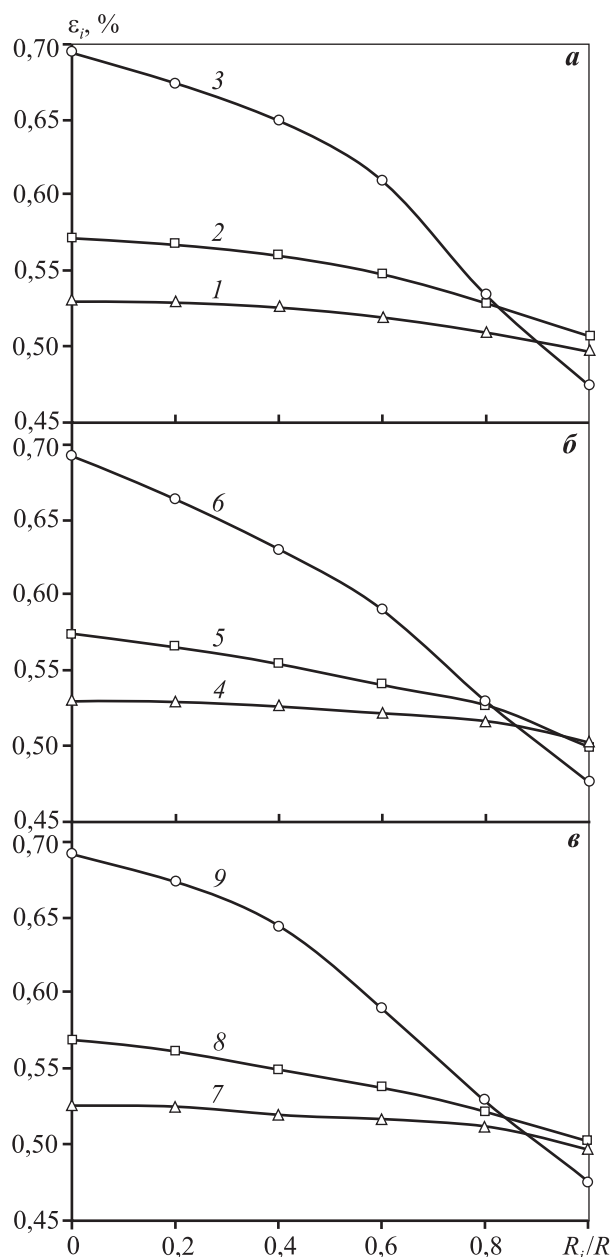


Рис. 3. Распределение эквивалентной деформации (ϵ_i) по радиусу середины высоты меридиального сечения после осадки при $t = 1050$ °C, $\epsilon_{0h} = 40$ %

а — образцы $\varnothing 15$ мм высотой 5 (1), 10 (2) и 20 (3) мм;

$\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$;

б — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 100 (4), 200 (5) и 400 (6) мм;

$\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$;

в — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 100 (7), 200 (8) и 400 (9) мм;

$V_d = 10$ мм/с

Из сравнения значений усилий сжатия, полученных при моделировании с использованием индивидуальной базы данных для образцов с различным отношением d_0/h_0 и экспериментальных данных, следует, что моделирование в этом слу-

Таблица 4

Усилия осадки образцов диаметром 15 мм и заготовок сплава ЭП742-ИД диаметром 300 мм при $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$ и $\epsilon_{0h} = 40\%$

Размер заготовок, мм	P , МН	Размер заготовок, мм	P , МН	Размер заготовок, мм	P , МН
$\varnothing 15 \times 20$	0,08	$\varnothing 15 \times 10$	0,118	$\varnothing 15 \times 5$	0,18
$\varnothing 300 \times 400$	32	$\varnothing 300 \times 200$	47,2	$\varnothing 300 \times 100$	72

$\varnothing 15 \times 10\text{ мм}$
 $V_d = 0,05\text{ мм/с}$
 $P = 0,118\text{ МН}$
 $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$
 $t_d = 80\text{ с}$

$\varnothing 300 \times 200\text{ мм}$
 $V_d = 1,0\text{ мм/с}$
 $P = 47,2\text{ МН}$
 $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$
 $t_d = 80\text{ с}$

Примечание. l — расстояние между верхним и нижним бойками.

чае достаточно точно отражает силовой процесс осадки образцов (см. табл. 3). Соблюдение условий геометрического подобия ($k = 400$), структурного подобия (средний размер γ -зерна $D_{cp} = 200\text{ мкм}$), равенства температур ($t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$), степеней деформации ($\epsilon_{0h} = 40\%$), скоростей деформации ($\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$) и условий трения ($\mu = 0,3$) определяет подобие усилий осадки образцов $\varnothing 15\text{ мм}$ и виртуальных заготовок $\varnothing 300\text{ мм}$ (см. табл. 4).

Распределение эквивалентной деформации (ϵ_e) по радиусу середины высоты меридиального сечения у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ и $1,0$ носит ярко выраженную неравномерность (рис. 3).

При $R_i/R \geq 0,7 \div 0,8$ при равных относительных, но существенно отличных абсолютных степенях деформации у образцов и виртуальных заготовок, осаженных до $\epsilon_{0h} \geq 30\%$, на зависимости $\epsilon_i - R_i/R$ характерно образование общей для всех отношений начальных размеров кольцевой периферийной зоны с минимальными и близкими значениями ϵ_i . Полученная картина неравномерного распределения эквивалентной деформации качественно совпадает с результатами, подробно изложенными в работах [16, 17].

Обсуждение результатов

Ключевая задача верхнего континуального уровня иерархической структуры ICME, решаемая с использованием программных комплексов технологического моделирования при разработке режимов ТМО дисков из жаропрочных никелевых сплавов, заключается в получении виртуальной

бездефектной штампованной заготовки, максимально приближенной по форме и размерам к чистовой детали с заданными и прогнозируемыми эксплуатационными свойствами, посредством управления параметрами микроструктуры. Соответствие результатов моделирования процессов осадки и штамповки виртуального прототипа диска и реального технологического процесса (перехода) штамповки достигается в условиях максимального приближения применяемых при моделировании реологических уравнений состояния. Принятая реологическая модель, методы моделирования должны быть теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены. Общие принципы и рекомендации проверки и подтверждения практики ICME с акцентом на область вычислительной МДТТ изложены в «Руководстве для верификации и валидации в вычислительной механике деформируемого твердого тела» [10]. Недостаточно полное использование возможностей программных комплексов технологического моделирования, узость решаемых задач, а в ряде случаев получение конечных результатов моделирования, не соответствующих реальному технологическому процессу, вызывают недоверие и ставят под сомнение не только целесообразность, но и вообще пригодность их применения для решения конкретных прикладных задач. Одной из причин получения недостоверной выходной информации моделирования является использование реологических свойств, полученных методами с механической схемой деформации и геометрической формой, отличными от реального полуфабриката.

Испытания на сжатие иллюстрируют определяющее влияние отношения d_0/h_0 на силовые параметры деформации сплава и динамику упрочнения [11]. Известно [18–20], что при испытаниях на растяжение с линейной схемой одноосного растяжения предел текучести и напряжения течения значительно ниже, чем при испытаниях на сжатие. В нашем случае у образцов сплава ЭП742-ИД по результатам испытаний на растяжение стандартного образца диаметром 5 мм и расчетной длиной $l_0 = 25$ мм при $t = 1050$ °С и $V_d = 0,1$ мм/с ($\dot{\epsilon}_0 = 4 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹) получено $\sigma_{0,2} = 117,6$ МПа. Это в 2 раза ниже, чем у сплава с $d_0/h_0 = 0,75$ (235 МПа), и в 3,5 раза ниже, чем у сплава с $d_0/h_0 = 3,0$ (420 МПа) [11]. Не акцентируя в настоящей статье внимание на физической сущности этого эффекта, отметим, что рост напряжения сжатия с повышением как отношения d_0/h_0 , так и скорости деформирования V_d усиливает движущую силу динамической, метадинамической и статической рекристаллизаций посредством увеличения избыточной объемной энергии, запасенной в процессе деформации [21–23]. В условиях высокотемпературной деформации температуру начала рекристаллизации (t_H^p) принято оценивать минимальной, критической степенью деформации $\epsilon_{кр}$, при которой начинается процесс образования и роста зародышей рекристаллизации, обусловленный достижением критической дислокационной структуры [21–23]. Влияние отношения d_0/h_0 на величину $\epsilon_{кр}$ и развитие статической рекристаллизации в условиях нагрева образцов сплава ЭП742-ИД под закалку остается предметом наших исследований.

Это несоответствие результатов реального и виртуального процессов деформации относится только к количественным значениям напряжений и усилий штамповки. Процесс формоизменения, характер течения, деформированное состояние при моделировании, основанные на методе конечных элементов (МКЭ), не зависят от реологических свойств материала, полученных различными методами испытаний и используемых в базе данных.

Заключение

Численные методы моделирования позволяют прогнозировать важнейшие параметры микроstructures (средний размер зерен, степень разнотерности), формирующиеся в процессах динамической, метадинамической и статической рекристаллизаций. Подходы и возможности чис-

ленного моделирования прогноза формирования микроstructures в сплаве IN718 на примере многопроходной сортовой прокатки рассмотрены в работе [24]. Моделирование основано на металлофизических моделях и требует большого объема эмпирических соотношений. К примеру, для прогноза среднего размера зерна используется эмпирическая зависимость среднего размера зерна от температуры, напряжения, степени и скорости деформации [25–27].

Применение численных методов моделирования позволяет существенно расширить возможности прогнозирования ожидаемых результатов структурного состояния как отдельных зон изделий, отличающихся сложным характером течения металла в процессе формирования окончательной геометрии, так и среднего размера зерна, формирующегося в основном объеме изделий [28, 29].

Важным результатом моделирования процесса осадки с соблюдением геометрических условий подобия и равенства начальных скоростей деформации является равенство времени деформации образцов и виртуальных заготовок (см. табл. 4), что обеспечивает равенство кинетических условий зарождения и роста зародышей рекристаллизации в процессе динамической рекристаллизации.

Из результатов моделирования следует также равенство удельных работ пластической деформации на единицу объема (A_d/V) экспериментальных образцов $\varnothing 15 \times 10$ мм и виртуальных заготовок $\varnothing 300 \times 200$ мм при $\epsilon_{0h} = 40$ %, $t = 1050$ °С и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ (см. табл. 4): $A_d/V = 0,2$ Дж/мм³. Открытым и требующим экспериментального обоснования и последующей калибровки остается вопрос достаточности «представительного» числа зерен, достоверно или с допустимой точностью отображающего соотношение и характер изменения размера рекристаллизованного γ -зерна в процессе и после деформации в образцах и виртуальных заготовках. При среднем размере γ -зерна $D_{ср} = 200$ мкм число зерен в меридиальном сечении образцов $\varnothing 15$ мм и заготовок $\varnothing 300$ мм составляет соответственно 75 и 1500, а коэффициент подобия количества зерен в меридиальном сечении $n_3 = 1500/75 = 20$. Значение n_3 согласуется с коэффициентами подобия сходственных геометрических размеров виртуальной заготовки и экспериментальных образцов $n_1 = n_2 = 20$. Таким образом, масштабное, с использованием программных комплексов технологическое моделирование геометрически и структурно подобных экспериментальных образцов и виртуаль-

ных заготовок в условиях равенства температуры, скорости деформации и контактного трения предусматривает одинаковый качественный характер и равные количественные значения среднего напряжения, эквивалентной деформации, времени деформации и удельной работы деформации.

Эти возможности прогнозирования особенно актуальны для изделий сложной конфигурации, когда не всегда очевидна последовательность заполнения металлом отдельных зон сечений, существенно отличающихся от смежных областей по характерным размерам этих сечений. В сочетании с виртуальной картиной распределения температурного поля по различным характерным сечениям и объемам изделий сложной конфигурации удастся повысить точность прогнозирования получения требуемой структуры и свойств таких изделий. Безусловно, применение существующих инструментов моделирования не дает 100 %-ной точности во всех случаях и требует набора данных металлографической оценки структуры характерных зон течения металла как в состоянии непосредственно после деформации, так и в термически обработанном состоянии. Вместе с тем является очевидным фактом то, что концепция численного моделирования, основанная на учете всех компонент тензора напряжений при объемном формоизменении металла в процессе деформации, а также учитывающая интегральное влияние скорости деформации, позволяет более уверенно представлять и использовать результаты инжиниринга в сравнении с традиционными способами дискретной оценки структуры металла путем расчета степени деформации только за счет изменения соотношения начальной и конечной высоты изделия. Точность математической модели в большой степени определяется корректностью применяемых реологических характеристик, которая, в свою очередь, значительно зависит от используемой методики их определения. Это один из основных выводов, которые могут быть сделаны на основе анализа результатов экспериментов, представленных в настоящей работе.

Выделение двух интегральных характеристик напряженно-деформированного состояния — $\sigma_{\text{ср}}$ и ϵ_i — в качестве параметров, активно влияющих на формирование микроструктуры, делает технологическое моделирование, основанное на классических положениях деформации МДТТ в интеграции с фундаментальными основами механики пластической деформации и физического матери-

аловедения, эффективным инструментом не только прогнозирования, но и управления структурным состоянием и структурным строением.

Среднее напряжение $\sigma_{\text{ср}}$ принято как мера запасенной в процессе деформации внутренней энергии, являющейся движущей силой динамических и постдинамических статических процессов совершенствования кристаллического строения: возврата, полигонизации и рекристаллизации. Другой внутренний активный параметр — эквивалентная деформация ϵ_i — характеризует степень накопления дефектов кристаллического строения в областях максимального градиента деформации: полосы сдвига, переходные полосы, деформационные полосы, межграницные и межфазовые границы. Активная определяющая роль ϵ_i заключается в установлении числа зародышей рекристаллизации в единице объема и, опосредованно, величины и доли рекристаллизованного зерна [25–27]. Важно, что $\sigma_{\text{ср}}$ и ϵ_i как показатели активного воздействия на формирование микроструктуры через внешние параметры: температуру, степень и скорость деформации, имеют количественную оценку, характеризующую их распределение по объему, и могут быть выражены в аналитическом виде (см. рис. 2, 3).

Литература

1. *Bolcavage A., Brown P.D., Cedoz R., Cooper N., Deatok C., Hartman D.R., Keskin A., Matlik J.F., Modgil G., Stillinger J.D.* Integrated computational materials engineering from a gas turbine engine perspective // Integr. Mater. Manuf. Innov. 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 13.
2. *Panchal J.H., Kalidindi S.R., McDonell D.L.* Key computational modeling in integrated computational materials engineering // Comp.-Aided Design. 2013. Vol. 45. P. 4–25.
3. *Allison J., Backman D., Christodoulou L.* Integrated computational materials engineering: A new paradigm for the global materials profession // JOM. 2006. Vol. 58. Iss. 11. P. 25–27.
4. *Allison J.* Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps // JOM. 2011. Vol. 63. Iss. 4. P. 15–18.
5. *Horstemeyer M.F.* Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society; Hoboken: John Wiley & Sons, 2012.
6. *Schmitz G.J., Prahl U.* Introduction, in integrative computational materials engineering: Concepts and applications of a modular simulation platform. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2012.

7. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (дата обращения: 01.02.2017).
8. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2012. Vol. 1. Iss.1. Art.2.
9. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Update to recommended best practice for verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. Iss. 1. Art. 2.
10. The American Society of Mechanical Engineers: Guide for verification and validation in computational solid mechanics. ASME, V&V, 10-2006.
11. Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А. Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME). Ч. I. Результаты экспериментальных исследований // *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2018. No. 1. С. 30—42.
12. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. 3-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978.
13. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977.
14. Масленков С.Б., Кабанов И.В., Масленкова Е.А., Абрамов О.В., Мелькумов И.Н. Влияние температуры и скорости деформирования на пластичность сплава ХН62БМКТЮ // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1999. No. 10. С. 21—23.
15. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технологии, 2013.
16. Охрименко Я.М., Тюрин В.А. Теория процессовковки: Учеб. пос. для вузов. М.: Высш. шк., 1977.
17. Бяков Л.И., Владимиров С.А., Шадский А.А. Исследование неравномерности пластической деформации при осадке в области малых степеней деформации // *Технол. легких сплавов*. 1982. No. 1. С. 25—29.
18. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. М.: Металлургия, 1983.
19. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1983.
20. Бердин В.К., Бердин Н.В., Лукьянов В.В. Упруго-вязкопластическое поведение материала в задачах численного моделирования одноосного сжатия, растяжения и чистого сдвига // *Кузнеч.-штамп. пр-во. Обраб. материалов давлением*. 2015. No. 3. С. 33—42.
21. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: МИСИС, 2005.
22. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982.
23. Мекинг Х., Гомштейн Г. Возврат и рекристаллизация в процессе деформации. Рекристаллизация металлических материалов. М.: Металлургия, 1982.
24. Subramanian K., Cherukuri H.P. Prediction of microstructure evolution during multi-stand shape rolling of nickel-base superalloys // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 27.
25. Liu Y.X., Lin Y.C., Li H.B., Wen D.X., Chen X.M., Chen M.S. Study of dynamic recrystallization in Ni-based superalloy by experiments and cellular automation model // *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 626. P. 432—440.
26. Mignanelli P.M., Jones N.G., Perkins K.M., Hardy M.C., Stone H.J. Microstructural evolution of a delta containing nickel-base superalloy during heat treatment and isothermal forging // *Mater. Sci. Eng.* 2014. Vol. 621. P. 265—271.
27. Bombac D., Fazaring M., Kugler G., Spajic S. Microstructure development of Nimonic 80A superalloy during hot deformation // *Mater. Geoenvironment*. 2008. Vol. 55. No. 3. P. 319—328.
28. Gabb T.P., Kantzos P.T., Palsa B., Telesman J., Gayda J., Sudbrack C. Fatigue failure modes of the grain size transition zone in a dual microstructure disk // *Superalloys 2012: 12th Intern. symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 9—13 Sept. 2012)*. Pittsburgh, PA: TMS, 2012. P. 63—72.
29. Mitchell R.J., Lemsky J.A., Ramanathan R., Li H.Y., Perkins K.M., Connor L.D. Process development & microstructure & mechanical property evaluation of a dual microstructure heat treated advanced nickel disc alloy // *Superalloys 2008: 11th Intern. symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008)*. Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 347—356.

References

1. Bolcavage A., Brown P.D., Cedoz R., Cooper N., Deatok C., Hartman D.R., Keskin A., Matlik J.F., Modgil G., Stillinger J.D. Integrated computational materials engineering from a gas turbine engine perspective. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 13.
2. Panchal J.H., Kalidindi S.R., McDonell D.L. Key computational modeling in integrated computational materials engineering. *Comp.-Aided Design*. 2013. Vol. 45. P. 4—25.
3. Allison J., Backman D., Christodoulou L. Integrated computational materials engineering: A new paradigm for the global materials profession. *JOM*. 2006. Vol. 58. Iss. 11. P. 25—27.
4. Allison J. Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps. *JOM*. 2011. Vol. 63. Iss. 4. P. 15—18.
5. Horstemeyer M.F. Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Mine-

- rals, Metals & Materials Society; Hoboken: John Wiley & Sons, 2012.
6. Schmitz G.J., Prahl U. Introduction, in integrative computational materials engineering: Concepts and applications of a modular simulation platform. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA, 2012.
7. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (accessed: 01.02.2017).
8. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2012. Vol. 1. Iss.1. Art.2.
9. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Update to recommended best practice for verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. Iss. 1. Art. 2.
10. The American Society of Mechanical Engineers: Guide for verification and validation in computational solid mechanics. ASME, V&V, 10-2006.
11. Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A. Reologicheskie svoystva splava EP742-ID v kontekste integrirovannogo vychislitel'nogo materialovedeniya i inzhiniringa (ICME). Chast' I. Rezul'taty eksperimental'nykh issledovaniy [Rheological properties of alloy EP742-ID in the context of Integrated Computing Materials Science and Engineering (ICME). Part 1. Results of experimental research]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 30—42.
12. Smirnov-Alyayev G.A. Soprotivlenie materialov plasticheskomu deformirovaniyu [The resistance of materials to plastic deformation]. Leningrad: Mashinostroenie, 1978.
13. Storozhev M.V., Popov E.A. Teoriya obrabotki metallov davleniem [The theory of processing of metals pressure]. Moscow: Mashinostroenie, 1977.
14. Maslenkov S.B., Kabanov I.V., Maslenkova E.A., Abramov O.V., Mel'kumov I.N. Vliyanie temperatury i skorosti deformirovaniya na plastichnost' splava KhN62BMKTYu [Influence of temperature and speed of deformation on plasticity of KhN62BMKTYu alloy]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1999. Vol. 10. P. 21—23.
15. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. Sovremennyye zharoprochnyye nikelovyye splavy dlya diskov gazovykh turbin (materialy i tekhnologii) [Modern heat-resistant Nickel right disks for gas turbines (materials and technology)]. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2013.
16. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. Teoriya protsessov kovki [Theory of forging processes]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977.
17. Byakov L.I., Vladimirov S.A., Shadskii A.A. Issledovanie neravnomernosti plasticheskoi deformatsii pri osadke v oblasti mal'nykh stepenei deformatsii [Research of unevenness of plastic deformation at draft in the field of small extents of deformation]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 1982. Vol. 1. P. 25—29.
18. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. Soprotivlenie plasticheskoi deformatsii metallov i splavov: Spravochnik [The resistance to plastic deformation of metals and alloys: Reference]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
19. Zolotarevskii V.S. Mekhanicheskie svoystva metallov [Mechanical properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
20. Berdin V.K., Berdin N.V., Luk'yanov V.V. Uprugo-vyazko-plasticheskoe povedenie materiala v zadachakh chislennogo modelirovaniya odnoosnogo szhatiya, rastyazheniya i chistogo sdviga [Elastic and visco-plastic behavior of material in problems of numerical modeling of monoaxial compression, stretching and clean shift]. *Kuznechno-shtampovoye proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2015. Vol. 3. P. 33—42.
21. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekristallizatsiya metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
22. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii [The physical bases of plastic deformation]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
23. Meking Kh., Gotshtein G. Vozvrat i rekristallizatsiya v protsesse deformatsii. Rekristallizatsiya metallicheskiykh materialov [The recovery and recrystallization during deformation. Recrystallization of metallic materials]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
24. Subramanian K., Cherukuri H.P. Prediction of microstructure evolution during multi-stand shape rolling of nickel-base superalloys. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 27.
25. Liu Y.X., Lin Y.C., Li H.B., Wen D.X., Chen X.M., Chen M.S. Study of dynamic recrystallization in Ni-based superalloy by experiments and cellular automation model. *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 626. P. 432—440.
26. Mignanelli P.M., Jones N.G., Perkins K.M., Hardy M.C., Stone H.J. Microstructural evolution of a delta containing nickel-base superalloy during heat treatment and isothermal forging. *Mater. Sci. Eng.* 2014. Vol. 621. P. 265—271.
27. Bombac D., Fazaring M., Kugler G., Spajic S. Microstructure development of Nimonic 80A superalloy during hot deformation. *Mater. Geoenvironment*. 2008. Vol. 55. No. 3. P. 319—328.
28. Gabb T.P., Kantzos P.T., Palsa B., Telesman J., Gayda J., Sudbrack C. Fatigue failure modes of the grain size transition zone in a dual microstructure disk. In: *Superalloys 2012: 12th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 9—13 Sept. 2012). Pittsburgh, PA: TMS, 2012. P. 63—72.
29. Mitchell R.J., Lemsky J.A., Ramanathan R., Li H.Y., Perkins K.M., Connor L.D. Process development & microstructure & mechanical property evaluation of a dual microstructure heat treated advanced nickel disc alloy. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 347—356.

УПРАВЛЕНИЕ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ, СТРУКТУРОЙ И КОМПЛЕКСОМ СВОЙСТВ ВЫСОКОМОДУЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕТОДАМИ ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ

© 2018 г. А.М. Мамонов, С.С. Слезов, О.Н. Гвоздева

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (МАИ (НИУ))

Статья поступила в редакцию 21.03.17 г., доработана 19.05.17 г., подписана в печать 29.09.17 г.

Рассмотрены возможность и эффективность применения термоводородной обработки (ТВО) высокомодульного титанового сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo с содержанием алюминия, превышающим предельную растворимость в α -титане. Получены экспериментальные данные о влиянии водорода на фазовый состав и структуру сплава. Проанализированы закономерности фазовых превращений в водородсодержащем сплаве при различных термических воздействиях. Построена фазовая диаграмма системы сплав–водород в интервале концентраций водорода от исходной до 1,0 мас.% и температур от 20 до 1100 °C. Показано, что при концентрации введенного водорода 0,6 % и более закалкой из β -области фиксируется однофазная β -структура. Насыщение водородом до 0,8–1,0 % приводит к реализации сдвигового гидридного $\beta \rightarrow \delta$ -превращения при закалке с температур ниже 750 °C, а при медленном охлаждении – к частичному эвтектичному превращению β -фазы. Установлено, что водород расширяет область стабильности β -фазы, снижая температуру $\beta / \alpha + \beta$ -перехода на 210 °C (при 1,0 % H), и повышает температуру устойчивости α_2 -фазы на 50 °C. Разработаны и опробованы на образцах сплава технологические схемы и режимы ТВО, формирующие два типа структур – субмикроструктурную и бимодальную. Проанализированы механизмы образования этих структур в процессе ТВО. Определены механические свойства образцов сплава. Установлено, что ТВО приводит к увеличению прочности и твердости по сравнению с исходным состоянием. Термоводородная обработка, формирующая микроструктурную структуру, обуславливает снижение характеристик пластичности при максимальной твердости.

Ключевые слова: титановый сплав, водород, термоводородная обработка, фазовый состав, структура, механические свойства, объемный эффект.

Мамонов А.М. – докт. техн. наук, профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материалов (МиТОМ) МАИ (НИУ) (121552, г. Москва, ул. Оршанская, 3). E-mail: mitom@implants.ru.

Слезов С.С. – аспирант кафедры МиТОМ МАИ (НИУ). E-mail: slezov93@mail.ru.

Гвоздева О.Н. – канд. техн. наук, доцент кафедры МиТОМ МАИ (НИУ). E-mail: gon7133@mail.ru.

Для цитирования: Мамонов А.М., Слезов С.С., Гвоздева О.Н. Управление фазовым составом, структурой и комплексом свойств высокомодульного титанового сплава методами термоводородной обработки // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 53–63. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-53-63.

Mamonov A.M., Slezov S.S., Gvozdeva O.N.

Control of high-modulus titanium alloy phase composition, structure and complex of properties using thermohydrogen processing methods

This paper considers the possibility and efficiency of thermohydrogen processing of the high-modulus Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo titanium alloy with aluminum content exceeding its solubility limit in α -titanium. Experimental data on the effect of hydrogen on the alloy phase composition and structure are obtained. Regularities of phase transformations in the hydrogen-containing alloy are analyzed under different thermal effects. An alloy–hydrogen system is diagramed in the hydrogen concentration range from the initial content up to 1,0 wt.% and temperature range from 20 up to 1100 °C. It is shown that a β single-phase structure forms in the alloy via quenching from the temperatures of β range at a hydrogen content of 0,6 wt.% or more. Hydrogen saturation up to 0,8–1,0 wt.% causes $\beta \rightarrow \delta$ hydride shear transformation during quenching from the temperatures below 750 °C and results in partial eutectoidal β phase transformation at slow cooling. It is stated that hydrogen extends the region of β phase stability by decreasing the temperature of $\beta / (\alpha + \beta)$ transition by 210 °C (at 1,0 wt.% of hydrogen) and increases the temperature of α_2 phase stability by 50 °C. Technological schemes and modes of thermohydrogen processing are developed and tested using the alloy specimens in order to form the two types of structure – submicrocrystalline and bimodal, and formation mechanisms of these structures under thermohydrogen processing are analyzed as well. Mechanical properties of the alloy specimens are determined. It is stated that thermohydrogen processing results

in growth of strength and hardness as compared with the initial state. The thermohydrogen processing forming submicrocrystalline structure leads to decrease of plasticity characteristics at maximum hardness.

Keywords: titanium alloy, hydrogen, thermohydrogen processing, phase composition, structure, mechanical properties, volume effect.

Mamonov A.M. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of material science and materials processing technology, Moscow Aviation Institute (National Research University) (MAI (NRU)) (121552, Russia, Moscow, Orshanskaya str., 3).

E-mail: mitom@implants.ru.

Slezov S.S. — postgraduate student of Department of material science and materials processing technology, MAI (NRU).

E-mail: slezov93@mail.ru

Gvozdeva O.N. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of material science and materials processing technology, MAI (NRU). E-mail: gon7133@mail.ru.

Citation: *Mamonov A.M., Slezov S.S., Gvozdeva O.N. Upravlenie fazovym sostavom, strukturoi i kompleksom svoistv vysokomodul'nogo titanovogo splava metodami termovodородной обработки. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2018. No. 1. P. 53–63. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-53-63.

Введение

Разработки новых титановых сплавов с повышенным содержанием алюминия, а также сплавов на основе алюминидов титана традиционно рассматривались в плане создания высокожаропрочных и жаростойких материалов для производства ответственных деталей газотурбинных двигателей [1–7]. К одним из основных проблем при разработке сплавов с высокой объемной долей интерметаллидной α_2 -фазы — твердого раствора на основе алюминидов Ti_3Al относятся низкая термическая стабильность при температурах 500–600 °C и недостаточная технологичность при обработке давлением [8, 9]. Перспективным путем решения этих проблем является применение водородных технологий — в частности, термоводородной обработки (ТВО), основанной на сочетании обратимого легирования водородом с термическим воздействием [10–14].

Однако весьма перспективными могут оказаться и области использования таких сплавов, не связанные с длительным воздействием высоких температур в сочетании с окислительной средой, когда проблема термической нестабильности структуры и свойств не будет лимитирующей. Одной из таких областей является производство изделий медицинского назначения, в частности высоконагруженных имплантатов и хирургических инструментов для ортопедии и травматологии. Для изготовления имплантатов традиционно применяются титановые сплавы с нормальным или пониженным модулем упругости [15–19].

Что касается медицинских инструментов для операций эндопротезирования, то в качестве основных требований должны рассматриваться их коррозионная стойкость, твердость, удельная проч-

ность, износостойкость, жесткость конструкции. Последняя определяется геометрией инструмента и модулем упругости материала. Известно, что алюминий повышает модуль упругости титановых сплавов за счет роста прочности межатомных связей в ГП-решетке титана. Так, при легировании алюминием до 10 мас.% модуль нормальной упругости α -титана увеличивается почти на 20 % [20]. В этом плане использование высокомодульных титановых сплавов с повышенным содержанием алюминия весьма перспективно для изготовления крупногабаритных ортопедических режущих инструментов. Это позволит создавать надежный, легкий, эргономичный, высокоресурсный хирургический инструментарий.

С другой стороны, проблемы повышения усталостной прочности, трещиностойкости, поверхностной твердости могут быть успешно решены применением инновационных технологий обработки.

Одной из наиболее перспективных комплексных технологий для данной группы титановых сплавов является технология, состоящая в последовательном использовании термоводородной обработки и вакуумного ионно-плазменного азотирования с управляемыми энергетическими, концентрационными и кинетическими параметрами [21, 22].

Проектирование технологических схем и выбор режимов ТВО основаны на построении и анализе диаграмм фазового состава системы сплав—водород, установлении закономерностей фазовых и структурных превращений в этой системе при различных температурно-кинетических параметрах обработки [10].

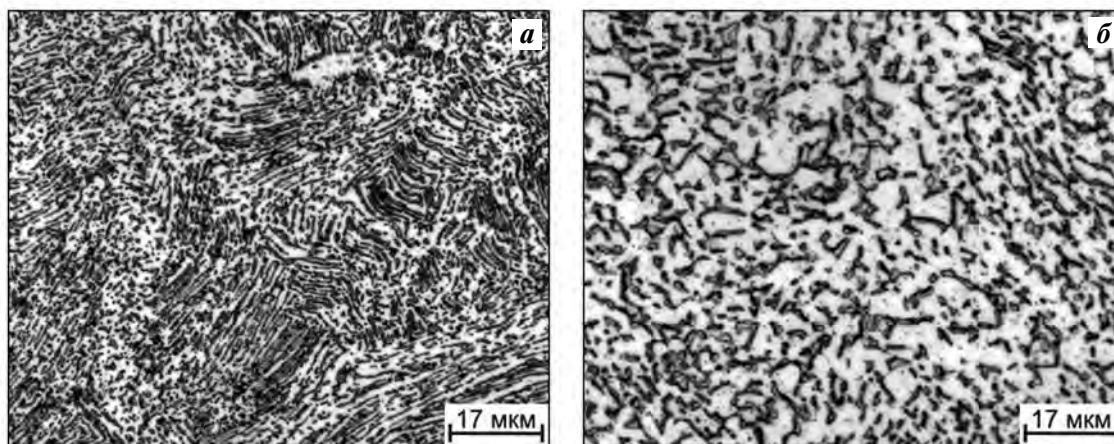


Рис. 1. Структура сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo в исходном состоянии (а) и после отжига (б)

Цель настоящей работы — исследование влияния водорода и термических воздействий на фазовый состав, структуру и свойства опытного титанового сплава с высоким содержанием алюминия, превышающим его предельную растворимость в α -титане, а также разработка и опробование технологических схем ТВО, формирующих микрокристаллическую или бимодальную структуру.

Материалы и методы исследования

Исследования были проведены на образцах, вырезанных из горячекатаного прутка диаметром 15 мм опытного сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo¹.

Опытная партия прутков была получена по технологии, принятой для жаропрочных титановых сплавов. Содержание алюминия в сплаве превышает предельную растворимость при нормальной температуре в равновесном состоянии, поэтому в его структуре после отжига следует ожидать присутствия упорядоченной α_2 -фазы (см., например, [1, 10, 23, 24]). По коэффициенту β -стабилизации сплав можно отнести к псевдо- α -классу с интерметаллидной α_2 -фазой на основе Ti₃Al.

Термоводородную обработку проводили в установке Сиверса (МиТОМ, г. Москва, 1990)[10] и вакуумной печи «Вега-3» (ООО «ЭФТ», г. Москва, 2009). Для термической обработки (заковки) использовали лабораторные печи типа СНОЛ-1,6.2,5.1/9-И4 (НПФ «ТерМИКС», г. Москва, 2011).

Рентгеноструктурный анализ выполняли на

дифрактометрах ДРОН-4 (НПП «Буревесник», г. Ленинград, 1989) и ДРОН-7 (НПП «Буревесник», г. Санкт-Петербург, 2009) в CuK_α -излучении. Микроструктуру исследовали с помощью металлографического микроскопа «Zeiss Axio-Observer» (Carl Zeiss Microlmaging GmbH, Германия, 2009) с системой анализа изображения «ImageExpert Pro 3». Механические свойства при растяжении определяли по ГОСТ 1497-84 на испытательной машине «Tiratest-2300» (Veb Thuringer Industriewerk Rauenstein, Германия, 1990).

Результаты и их обсуждение

Для приведения сплава в равновесное состояние исходные образцы подвергали отжигу в вакуумной печи при температуре 950 °С в течение 1 ч. Структура сплава в исходном состоянии и после отжига приведена на рис. 1. Отжиг приводит к рекристаллизации исходной пластинчатой структуры сплава и формированию типичной для рекристаллизованных псевдо- α -сплавов структуры с полиэдрической α -фазой размером 3–8 мкм и прослойками β -фазы по границам α -зерен.

Фазовый состав сплава после отжига представлен α - и β -фазами и малым количеством α_2 -фазы (рис. 2, а). Последнюю идентифицировали по наличию сверхструктурных рефлексов α_2 -фазы на дифрактограмме на малых брэгговских углах. Объемная доля β -фазы, определенная по соотношению интегральных интенсивностей рефлексов (10.2) α -фазы и (200) β -фазы, составила 5–10 %.

Насыщение образцов водородом проводили при температуре 800 °С до концентраций $X_H = 0,1; 0,2; 0,4; 0,6; 0,8$ и 1,0 % с абсолютной погрешностью

¹ Здесь и далее концентрации легирующих элементов и водорода указаны в мас. %.

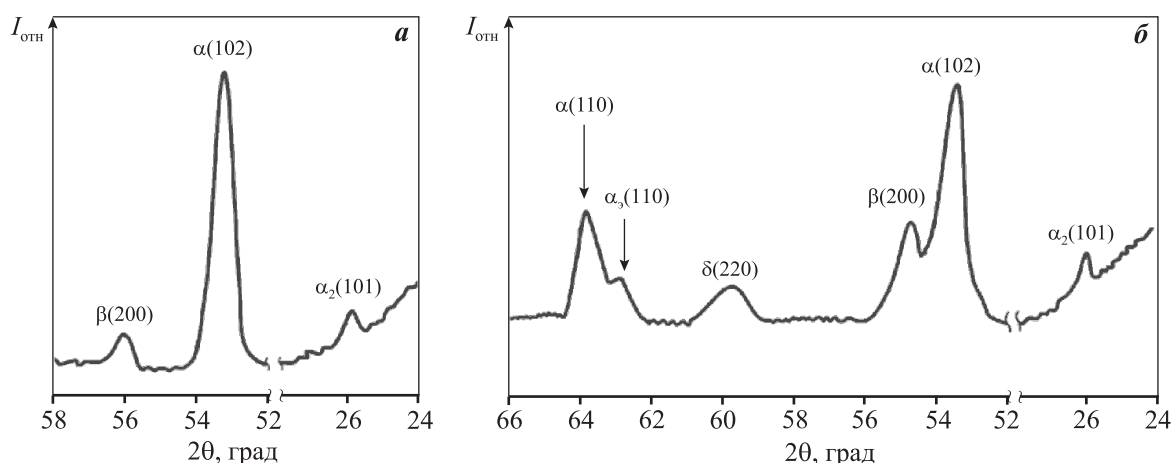


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo после отжига при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч (**а**) и после насыщения водородом до концентрации 0,8 % (**б**)

до 0,02 %. После гидрирования образцы охлажда-ли с печью.

Легирование водородом до концентрации 0,8 % не изменяет фазового состава, но приводит к увеличению при нормальной температуре объемной доли β -фазы. Так, при $X_H = 0,6\text{ \%}$ доля β -фазы повышается до 40–45 об.%. При содержании водорода 0,8 % и более в сплаве в процессе охлаждения от температуры гидрирования протекает частичное эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha_3 + \delta$ с выделением гидридной δ -фазы с составом, близким к TiH_2 (см. рис. 2, б). При нормальной температуре структура сплава с концентрацией водорода от 0,8 до 1,0 % состоит из β -, α -, α_2 -фаз и эвтектоидной смеси (α_3 - и δ -фаз). Количество эвтектоида увеличивается с ростом содержания водорода.

Для определения температуры $\alpha + \beta / \beta$ -перехода (A_{c_3}), фазового состава и структуры сплава, легированного водородом, при повышенных температурах образцы нагревали до $t = 700\div 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (с интервалами 10–50 $^{\circ}\text{C}$) в печи с воздушной атмосферой и после выдержки в течение 0,5–2,0 ч (в зависимости от температуры) охлаждали в воде. Нагрев до $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ образцов с исходным содержанием водорода не приводит к изменению фазового состава. При закалке с температур 800 $^{\circ}\text{C}$ и выше α_2 -фаза не фиксируется. Это подтверждается отсутствием сверхструктурного максимума (10.1) на дифрактограммах, а также уменьшением периода решетки α -фазы при закалке с температуры 850 $^{\circ}\text{C}$ и выше (рис. 3). Уменьшение периода решетки α -фазы объясняется тем, что при растворении α_2 -фазы α -матрица обогащается алюминием. Закалкой с температуры 1100 $^{\circ}\text{C}$ фиксируется только

мартенсит α' , что позволяет определить температуру A_{c_3} для сплава с исходным содержанием водорода равной $\approx 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Легирование сплава водородом приводит к повышению термодинамической стабильности β -фазы, снижению температуры $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -перехода (A_{c_3}) и увеличению температуры существования упорядоченной α_2 -фазы. Температуру A_{c_3} определяли по данным рентгеновской дифрактометрии и металлографического анализа закаленных образцов, а именно по наличию рефлексов первичной α -фазы на дифрактограммах и ее частиц в микроструктуре, с точностью $\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температура A_{c_3} при концентрации водорода 0,4 % снижается до 1000 $^{\circ}\text{C}$, а при $X_H = 1,0\text{ \%}$ — до 870 $^{\circ}\text{C}$.

При закалке сплава с содержанием водорода 0,1 % из β -области высокотемпературная β -фаза претерпевает полное, а при концентрациях водорода от 0,2 до 0,4 % — частичное мартенситное

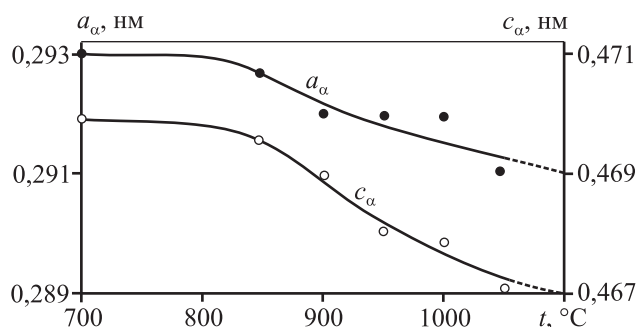


Рис. 3. Температурная зависимость периодов кристаллической решетки α -фазы сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo с исходным содержанием водорода

превращение $\beta \rightarrow \alpha''$ с формированием, соответственно, α'' - и $(\beta + \alpha'')$ -структур. При содержании водорода от 0,6 до 1,0 % мартенситное превращение при закалке из β -области не реализуется и при нормальной температуре фазовый состав сплава представлен только метастабильной β -фазой.

При $X_H = 0,4$ % температура растворения α_2 -фазы составляет 850 °С, что на 50 °С выше данной температуры для сплава с исходным содержанием водорода. Увеличение температуры существования α_2 -фазы при легировании водородом обусловлено повышением ее устойчивости к разупорядочению, что согласуется с данными работы [23], в которой исследовано влияние водорода на процессы упорядочения в двухкомпонентных сплавах системы Ti—Al.

На рис. 4 в качестве примера приведена микроструктура образцов сплава, легированного водородом, после закалки с различных температур. Так, при закалке сплава с 0,4 % водорода с температуры 1050 °С (см. рис. 4, а) реализуется частичное мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha''$ и формируется $\beta + \alpha''$ -структура с тонкопластинчатым α'' -мартенситом в β -матрице. При закалке образцов с тем же

содержанием водорода от температуры 850 °С мартенситное превращение подавлено вследствие более высокого содержания в β -фазе водорода [10, 25] и структура сплава представлена частицами первичной α -фазы (частично фрагментированными пластинами толщиной 1—2 мкм) в теле и по границам зерен β -матрицы (см. рис. 4, б).

На рис. 5 показано изменение объемной доли и периода кристаллической решетки β -фазы в зависимости от температуры нагрева под закалку. С ростом этой температуры период решетки β -фазы образцов, легированных водородом до концентраций 0,1—0,4 %, уменьшается, что обусловлено увеличением количества β -фазы и обеднением ее водородом.

При закалке сплава с содержанием водорода 0,8 и 1,0 % от температуры 750 °С и ниже происходит гидридное $\beta \rightarrow \delta$ -превращение мартенситоподобного сдвигового характера. Его причиной являются, по-видимому, сильное обогащение β -фазы водородом (особенно вблизи межфазных β / α -границ) и снижение ее устойчивости по отношению к гидриду. Гидридная фаза выделяется в виде тонких пластин преимущественно вблизи β / α -гра-

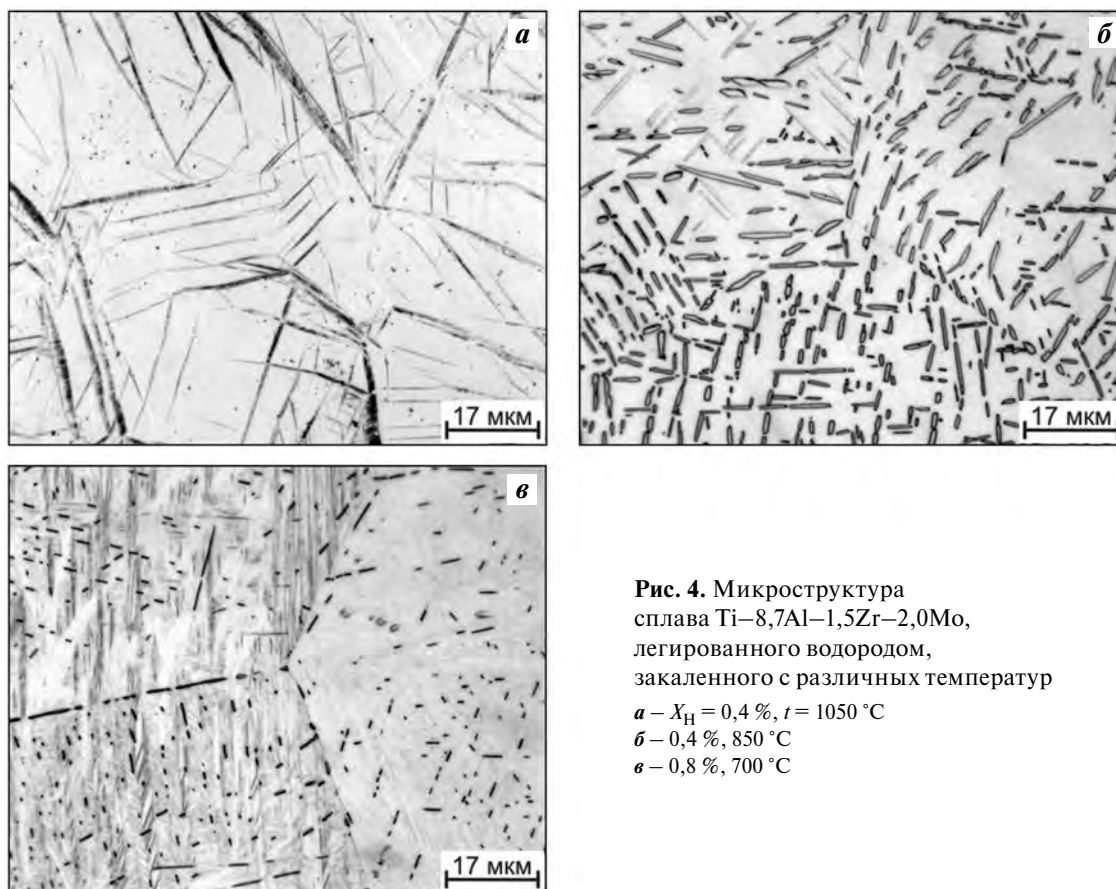


Рис. 4. Микроструктура сплава Ti—8,7Al—1,5Zr—2,0Mo, легированного водородом, закаленного с различных температур

а — $X_H = 0,4$ %, $t = 1050$ °С

б — 0,4 %, 850 °С

в — 0,8 %, 700 °С

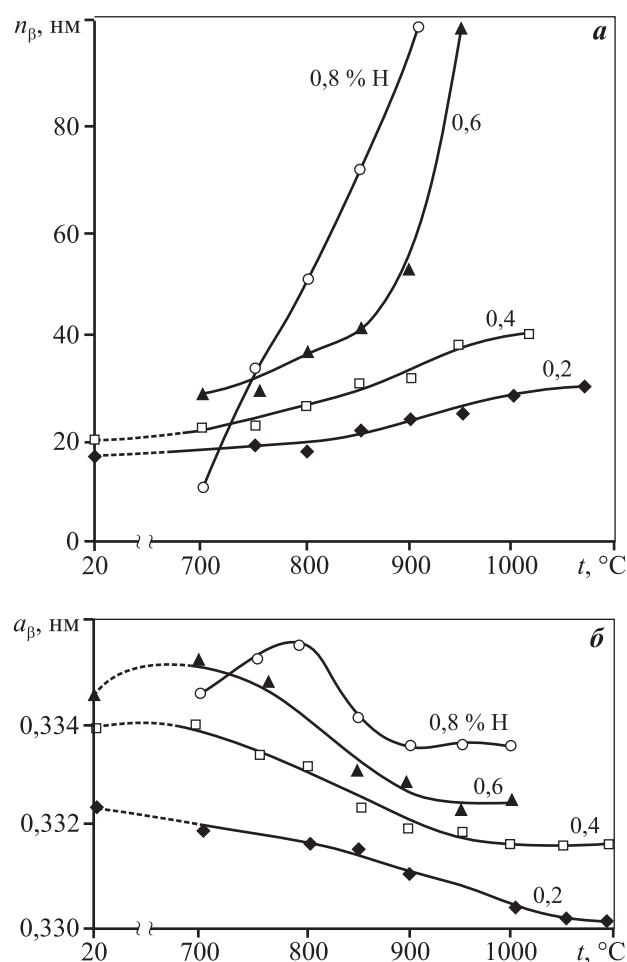


Рис. 5. Влияние температуры нагрева под закалку и концентрации водорода на объемную долю (а) и период кристаллической решетки (б) β -фазы в сплаве Ti-8,7Al-1,5Zr-2,0Mo

ниц (см. рис. 4, в) и четко идентифицируется на рентгенограммах. Гидридное превращение приводит к резкому уменьшению количества β -фазы и

периода ее решетки вследствие перехода водорода в δ -фазу (см. рис. 5).

Развитие $\beta \rightarrow \delta$ -превращения в процессе закалки не позволяет определить этим методом температурно-концентрационную границу существования гидридной фазы в сплаве с содержанием водорода от 0,8 до 1,0 %. Поэтому для сплава с $X_H = 0,8$ и 1,0 % были проведены высокотемпературные рентгеновские исследования. Образцы нагревали в высокотемпературной камере дифрактометра ДРОН-4 до температур 200–450 °C с интервалом 50 °C и проводили съемку дифрактограмм при этих температурах. Их анализ показал, что в сплаве с $X_H = 0,8$ и 1,0 % обратное эвтектическое превращение при нагреве завершается при температурах 350 и 400 °C соответственно, что определялось по отсутствию дифракционных максимумов гидридной фазы на дифрактограмме при температуре съемки.

Данные о фазовом составе сплава с разным содержанием водорода после закалки с различных температур обобщены в табл. 1. Идентификацию фаз на дифрактограммах проводили по наличию и положению следующих рефлексов: α -фазы — (10.0), (10.1), (10.2), (11.0), (10.3) и др.; β -фазы — (200), (211); гидридной δ -фазы (TiH_2) — (220); мартенситной α'' -фазы — (11.2), (02.2), (11.3) и др.; упорядоченной α_2 -фазы — по сверхструктурным рефлексам (10.1) и (11.0) под соответствующими брегговскими углами с учетом смещения их углового положения вследствие наличия легирующих элементов замещения и водорода.

По результатам проведенных экспериментов и с учетом классических представлений о формировании фазового состава и структуры титановых сплавов при термической [24] и термоводородной

Таблица 1

Фазовый состав сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2,0Mo с разным содержанием водорода после закалки

X_H , мас.%	Температура нагрева под закалку, °C							
	1100	1050	1000	950	900	850	800	≤ 750
Исходное	α'	$\alpha + \alpha'$	$\alpha + \alpha'' + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	—
0,1	α''	$\alpha + \alpha''$	$\alpha + \alpha'' + \beta$	$\alpha + \beta + (\alpha'')$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	—
0,2	—	$\alpha'' + \beta$	$\alpha + \alpha'' + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	—
0,4	—	$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	—
0,6	—	—	—	β	β	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2$
0,8	—	—	—	—	β	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2 + (\delta)$
1,0	—	—	—	—	β	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2$	$\alpha + \beta + \alpha_2 + \delta$

Примечание. В скобках указаны фазы, идентифицированные по очень слабым рефлексам.

[25] обработках была построена диаграмма фазового состава сплава Ti—8,7Al—1,5Zr—2,0Mo, легированного водородом (рис. 6). Ее анализ позволяет сделать следующие выводы. Повышение концентрации водорода от исходной до 1,0 % приводит к снижению температуры $\beta + \alpha \rightarrow \beta$ -перехода на 210 °С и увеличению объемной доли β -фазы при температурах $\beta + \alpha(\alpha_2)$ -области. Температура существования в структуре сплава α_2 -фазы при легировании водородом увеличивается на 50 °С. В сплаве с содержанием водорода свыше 0,8 % в процессе закалки с температур ниже 750 °С реализуется частичное гидридное превращение $\beta \rightarrow \delta$, имеющее сдвиговой характер. Обратное эвтектическое превращение $\alpha + \delta \rightarrow \beta$ при нагреве сплава с 0,8—1,0 % водорода завершается при температурах 350—400 °С.

Построенная диаграмма является основным «инструментом» для проектирования технологических схем ТВО сплава. При выборе схемы и параметров наводороживающего (НО) и вакуумного (ВО) отжига необходимо также учитывать изменение объемных эффектов $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений, протекающих в сплаве при этих операциях. Полученные данные о периодах кристаллических решеток фаз (см. рис. 3 и 5, б) позволяют по известным соотношениям [10] рассчитать атомные объемы

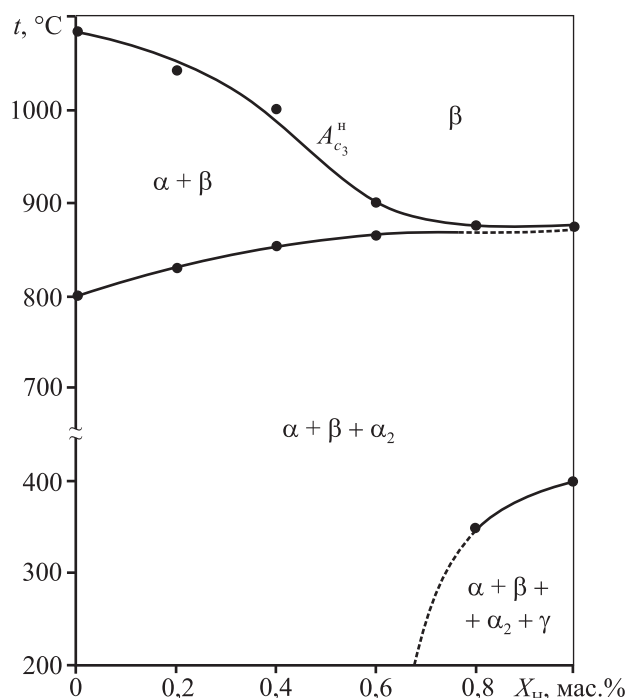


Рис. 6. Температурно-концентрационная диаграмма фазового состава сплава Ti—8,7Al—1,5Zr—2,0Mo, легированного водородом

мы фаз и объемные эффекты превращений. Они в значительной степени определяют размеры и морфологию α -частиц, образующихся в результате изотермического $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в процессе вакуумного отжига при постоянной температуре и непрерывно уменьшающемся содержании водорода в сплаве и β -фазе, а также атермического $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении после окончания процесса гидрирования [10, 25].

В сплаве без водорода атомный объем β -фазы больше атомного объема α -фазы. Объемный эффект $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения (при охлаждении) составляет около 3,5 %. Легирование водородом приводит к увеличению атомного объема β -фазы. Возрастание объемной доли β -фазы в $(\alpha + \beta)$ -области (см. рис. 5, а) и, соответственно, снижение доли α -фазы обуславливают рост содержания α -стабилизатора алюминия в последней. Это вызывает уменьшение атомного объема α -фазы, поскольку алюминий снижает периоды ГП-решетки α -фазы. Поэтому повышение концентрации водорода в сплаве должно приводить к росту объемных эффектов $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений. Расчеты показали, что при содержании водорода в сплаве 0,1 и 0,6 (0,8) % объемные эффекты $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений при температуре 700 °С составляют, соответственно, 4,5—4,8 и 8,0—8,8 %. Большие значения объемного эффекта $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при дегазации сплава приводят к высоким упругим напряжениям на когерентной границе α -зародыша с β -матрицей и потере когерентности этой границы («отрыву» зародыша) на ранних этапах роста. Дальнейший рост α -частицы связан с диффузионным перераспределением основных легирующих элементов между α - и β -фазами, которое при сравнительно низких температурах вакуумного отжига (650—700 °С) идет медленно, затрудняя диффузионный рост α -частиц. Таким образом, при сочетании высоких объемных эффектов с низкой температурой изотермического фазового $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, инициированного удалением водорода при вакуумном отжиге, процессы зарождения α -фазы доминируют над процессами ее роста. Это приводит к формированию мелкодисперсной «вторичной» α -фазы пластинчатой морфологии [26, 27].

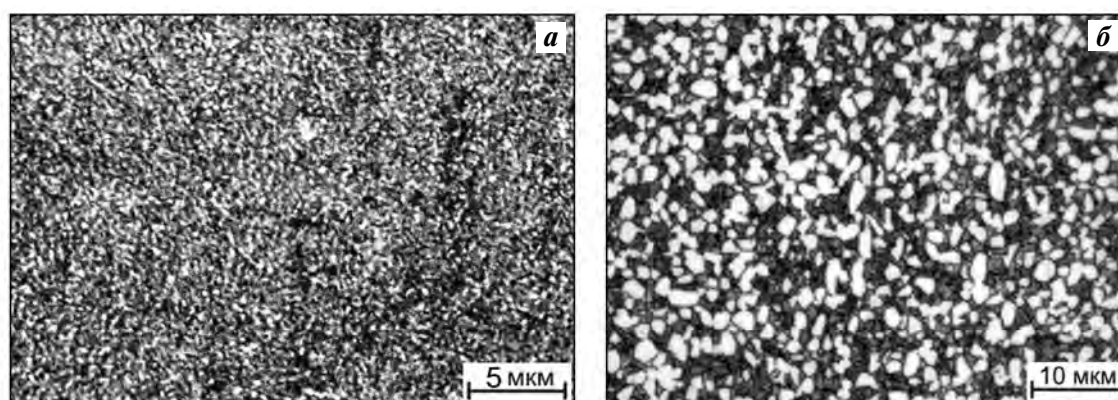
На основе полученных результатов были разработаны и опробованы на образцах размерами $\varnothing 12 \times 20$ мм два режима наводороживающего отжига сплава Ti—8,7Al—1,5Zr—2,0Mo:

1) наводороживающий отжиг при $t = 880$ °С до концентрации водорода 0,8 % с последующим

Таблица 2

Механические свойства сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo после ТВО

Режимы обработки	Механические свойства				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	HRC
ТВО-1 НО: $t = 880^\circ\text{C}$, $X_H = 0,8\%$ ВО: $t = 500^\circ\text{C}$, 1 ч + 680°C , 7 ч	1100	1060	4	9	43
ТВО-2 НО: $t = 900 \rightarrow 800^\circ\text{C}$, $X_H = 0,6\%$ ВО: $t = 500^\circ\text{C}$, 1 ч + 680°C , 7 ч	1080	1020	11	25	38
Отжиг $t = 950^\circ\text{C}$, 1 ч	1020	960	14	30	32

**Рис. 7.** Структура сплава Ti–8,7Al–1,5Zr–2,0Mo после ТВО по схемам 1 (а) и 2 (б)

ускоренным охлаждением в установке Сиверса ($V_{\text{охл}} \approx 1 \text{ K/s}$) для подавления эвтектоидного превращения;

2) наводороживающий отжиг при $t = 900^\circ\text{C}$ с понижением до 800°C до концентрации водорода 0,6 %, охлаждение с той же скоростью, что и в первой схеме.

В первом случае окончание процесса гидрирования соответствовало β -области (см. рис. 6) и после охлаждения фазовый состав сплава был представлен только метастабильной β -фазой. При второй схеме наводороживание происходило в $(\alpha + \beta)$ -области (см. рис. 6) и после охлаждения структура сплава содержала первичную α -фазу, β -фазу и небольшое количество α_2 -фазы, образовавшейся в микрообъемах первичной α -фазы вследствие ее обогащения алюминием [26].

Вакуумный отжиг образцов, наводороженных по обеим схемам, проводили по ступенчатому режиму: $t = 500^\circ\text{C}$, $\tau = 1 \text{ ч}$, нагрев до 680°C , выдержка 7 ч. Концентрация водорода в образцах после вакуумного отжига, определенная спектральным методом на приборе ИСП-51

(ООО «МОПС», г. Троицк, 2000), составила не более 0,008 %.

Первая схема ТВО была направлена на получение мелкодисперсной структуры сплава с микроструктурной α -фазой [10], вторая — на получение бимодальной структуры с глобулярной первичной $\alpha(\alpha_2)$ -фазой и мелкодисперсной вторичной α -фазой в β -матрице. Микроструктуры сплава после ТВО по описанным схемам и режимам приведены на рис. 7.

Анализ структур показывает, что при обработке по первой схеме получена структура с мелкодисперсной α -фазой в объеме β -зерен без α -оторочки (см. рис. 7, а). Вторая схема ТВО формирует структуру бимодального типа с глобулярной $\alpha(\alpha_2)$ -фазой размером 2–5 мкм и мелкодисперсной смесью α - и β -фаз (рис. 7, б). Аналогичные структуры были получены, например, в работах [13, 27] в результате ТВО с низкотемпературным ($650\text{—}700^\circ\text{C}$) вакуумным отжигом. По этим режимам были обработаны заготовки цилиндрических образцов для испытаний на растяжение. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

Анализ механических свойств показал, что ТВО по обоим режимам приводит к увеличению прочностных характеристик и твердости. Однако показатели пластичности снижаются, особенно при применении режима 1.

Выводы

Экспериментально установлено влияние легирования водородом и термической обработки на фазовый состав и структуру опытного титанового сплава Ti—8,7Al—1,5Zr—2,0Mo. Показано, что при концентрации введенного водорода 0,6 % и более закалкой из β -области фиксируется однофазная β -структура. Насыщение водородом до 0,8—1,0 % приводит к реализации сдвигового гидридного $\beta \rightarrow \delta$ -превращения при закалке с температур ниже 750 °С, а при медленном охлаждении — к частичному эвтектоидному $\beta \rightarrow \alpha + \delta$ -превращению.

Построена температурно-концентрационная диаграмма фазового состава системы сплав—водород. Установлено, что водород расширяет область стабильности β -фазы, снижая температуру $\beta / \alpha + \beta$ -перехода на 210 °С (при $X_H = 1,0$ %), и повышает температуру существования упорядоченной α_2 -фазы на 50 °С.

Разработаны и опробованы на образцах сплава технологические схемы и режимы термоводородной обработки. Определены механические свойства образцов сплава. Установлено, что ТВО приводит к увеличению прочности и твердости по сравнению с отожженным состоянием.

Литература

1. *Полькин И.С., Колачев Б.А., Ильин А.А.* Алуминиды титана и сплавы на их основе // Технол. легких сплавов. 1997. No. 3. С. 32—39.
2. *Ночовная Н.А., Иванов В.И.* Интерметаллиды на основе титана. Анализ состояния вопроса // Титан. 2007. No. 1. С. 44—48.
3. *Lutjering G., Proske G., Terlinde G.* Influence of microstructure, texture and environment on tensile properties of super alpha 2 // Titanium-95. Science and Technology: Proc. 8th World conf. on titanium (Birmingham, UK, 22—26 Oct. 1995). Institute of Materials, 1996. Vol. 1. P. 332—339.
4. *Egry I., Brooks R., Holland-Mozitz D., Novakovic R., Matsushita T., Ricci E., Seetharaman S., Wunderlich R.* Temperopysical properties of titanium aluminides // Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 1. P. 671—674.
5. *Roth-Fagaraseanu D., Appel F.* TiAl — new opportunity in the aerospace industry // Ti-2003. Science and Technology: Proc. 10th World conf. on titanium (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003. Vol. 5. P. 2899—2907.
6. *Hervier Z., Belaygue P., Alexis J., Petit J.-A., Uginet J.-F.* Titanium alloys for high temperature applications // Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1349—1353.
7. *Heritier P.* Titanium for high strength aerospace forgings // Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1313—1317.
8. *Wang Bin, Jia Tiancong, Zou Dunxue.* A study on long-term stability of Ti3Al-Nb-V-Mo alloy // Mater. Sci. Eng. A. 1992. Vol. 153. No. 1-2. P. 422—426.
9. *Froes F.H., Suryanarayana C., Eliezer D.* Production, characteristics and commercialization of titanium aluminides // ISIJ Intern. 1991. Vol. 31. No. 10. P. 1235—1247.
10. *Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М.* Водородная технология титановых сплавов. М.: МИСиС, 2002.
11. *Senkov O.N., Jonas J.J.* Solute softening of alpha titanium — hydrogen alloys // Advances in the science and technology of titanium alloy processing: Proc. Int. symp. (Anaheim, California, 5—8 Febr. 1996). TMS, 1996. P. 109—116.
12. *Ilyin A.A., Polkin I.S., Mamonov A.M., Nosov V.K.* Thermohydrogen treatment — base of hydrogen treatment of titanium alloys // Titanium-95. Science and Technology: Proc. 8th World conf. on titanium (Birmingham, UK, 22—26 Oct. 1995) Institute of Materials, 1996. P. 2462—2469.
13. *Ilyin A.A., Mamonov A.M., Kusakina Y.N.* Thermohydrogen treatment of shape casted titanium alloys // Advances in the science and technology of titanium processing: Proc. Int. symp. (Anaheim, California, 10—12 Oct. 1997). TMS, 1997. P. 639—646.
14. *Apgar L.S., Yolton C.I., Sagib M.* Microstructure and property modification of vCast alpha-2 titanium alloys by thermochemical processing with hydrogen // Titanium-92. Science and Technology: Proc. 7th World titanium conf. (San-Diego, California. 29 June—2 July 1992). Warrendale, Pa.: Minerals, Metals and Materials Society, 1993. Vol. 2. P. 1331—1335.
15. *Niinomi M.* Titanium alloys for biomedical, dental and healthcare applications // Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan,

- 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1417—1425.
16. Tahara M., Kim H.Y., Inamura T., Hosoda H., Miyazaki S. Effect of addition on mechanical properties of Ti—20Nb—4Zr—2Ta (at%) biomedical superelastic alloy // Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1453—1454.
17. Jelliti Sami, Richrd Caroline, Retraint Delphine, Demangel Clemence, Landoulsi Jessem. Surface modification of low-modulus Ti₃₅NbXZr alloys with nanotube arrays // Ti-2011: Proc. 12th World conf. on titanium (Beijing, China, 19—24 June 2011). The Japan Institute of Metals, 2011. Vol. 3. P. 2042—2046.
18. Dongyan Ding, Hegang Liu, Congqin Ning, Zhaohui Li. Development of biomedical Ti—Cr alloys with changeable young's modulus via deformation-induced transformation // Ti-2011: Proc. 12th World conf. on titanium (Beijing, China, 19—24 June 2011). The Japan Institute of Metals, 2011. Vol. 3. P. 2046—2050.
19. Mi Gong, Minjie Lai, Bin Tang, Hongchao Kou, Jinshan Li, Lian Zhou Young's modulus of Ti—Cr—Sn—Zr alloys with meta-stable beta phase // Ti-2011: Proc. 12th World conf. on titanium (Beijing, China, 19—24 June 2011). The Japan Institute of Metals, 2011. Vol. 3. P. 2180—2184.
20. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1988.
21. Мамонов А.М., Скворцова С.В., Спектор В.С. Принципы построения комплексных технологических процессов производства имплантатов из титановых сплавов, включающих вакуумные ионно-плазменные нанотехнологии // Титан. 2012. No. 3. С. 45—50.
22. Itoh Y., Itoh A., Azuma H., Hioki T. Improving the tribological properties of Ti—6Al—4V alloy by nitrogen-ion implantation // Surf. Coat. Technol. 1999. Vol. 111. P. 172—176.
23. Белов С.П., Ильин А.А., Мамонов А.М., Александрова А.В. Теоретический анализ процессов упорядочения в сплаве на основе Ti₃Al. Влияние водорода на устойчивость интерметаллида Ti₃Al // Металлы (РАН). 1994. No. 2. С. 76—80.
24. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005.
25. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994.
26. Мамонов А.М., Кусакина Ю.Н., Ильин А.А. Закономерности формирования фазового состава и структуры в жаропрочном титановом сплаве с интерметаллидным упрочнением при легировании водородом // Металлы (РАН). 1999. No. 3. С. 84—87.
27. Мамонов А.М., Скворцова С.В., Азаркова Е.О., Умарова О.З. Физико-химические и технологические основы формирования термостабильных структур биомодального типа в жаропрочных титановых сплавах и сплавах на основе алюминидов титана при обратимом легировании водородом // Титан. 2013. No. 3. С. 9—16.

References

1. Pol'kin I.S., Kolachev B.A., Il'in A.A. Alyuminidy titana i splavy na ikh osnove [Aluminides of titanium and alloys on their basis]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 1997. No. 3. P. 32—39.
2. Nochovnaya N.A., Ivanov V.I. Intermetallidy na osnove titana. Analiz sostoyaniya voprosa [Intermetallic compounds based on titanium. Analysis of the state of the question]. *Titan*. 2007. No. 1. P. 44—48.
3. Lutjering G., Proske G., Terlinde G. Influence of microstructure, texture and environment on tensile properties of super alpha 2. In: *Titanium-95. Science and Technology: Proc. 8th World conf. on titanium* (Birmingham, UK, 22—26 Oct. 1995). Institute of Materials, 1996. Vol. 1. P. 332—339.
4. Egry I., Brooks R., Holland-Mozitz D., Novakovic R., Matsushita T., Ricci E., Seetharaman S., Wunderlich R. Temperophysical properties of titanium aluminides. In: *Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium* (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 1. P. 671—674.
5. Roth-Fagaraseanu D., Appel F. TiAl — new opportunity in the aerospace industry. In: *Ti-2003. Science and Technology: Proc. 10th World conf. on titanium* (Hamburg, Germany, 13—18 July 2003). WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003. Vol. 5. P. 2899—2907.
6. Hervier Z., Belaygue P., Alexis J., Petit J.-A., Uginet J.-F. Titanium alloys for high temperature applications. In: *Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium* (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1349—1353.
7. Heritier P. Titanium for high strength aerospace forgings. In: *Ti-2007. Science and Technology: Proc. 11th World conf. on titanium* (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1313—1317.
8. Wang Bin, Jia Tiancong, Zou Dunxue. A study on long-term stability of Ti₃Al-Nb-V-Mo alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 1992. Vol. 153. No. 1-2. P. 422—426.
9. Froes F.H., Suryanarayana C., Eliezer D. Production, characteristics and commercialization of titanium alu-

- minides. *ISIJ Intern.* 1991. Vol. 31. No. 10. P. 1235—1247.
10. *Il'in A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M.* Vodorodnaya tekhnologiya titanovykh splavov [Hydrogen technology of titanium alloys]. Moscow: MISIS, 2002.
 11. *Senkov O.N., Jonas J.J.* Solute softening of alpha titanium — hydrogen alloys. In: *Advances in the science and technology of titanium alloy processing*: Proc. Int. symp. (Anaheim, California, 5—8 Febr. 1996). TMS, 1996. P. 109—116.
 12. *Ilyin A.A., Polkin I.S., Mamonov A.M., Nosov V.K.* Thermohydrogen treatment — base of hydrogen treatment of titanium alloys. In: *Titanium-95. Science and Technology*: Proc. 8th World conf. on titanium (Birmingham, UK, 22—26 Oct. 1995). P. 2462—2469.
 13. *Ilyin A.A., Mamonov A.M., Kusakina Y.N.* Thermohydrogen treatment of shape casted titanium alloys. In: *Advances in the science and technology of titanium processing*: Proc. Int. symp. (Anaheim, California, 10—12 Oct. 1997). TMS. P. 639—646.
 14. *Apar L.S., Yoltan C.I., Sagib M.* Microstructure and property modification of vCast alpha-2 titanium alloys by thermochemical processing with hydrogen. In: *Titanium-92. Science and Technology*: Proc. 7th World titanium conf. (San-Diego, California. 29 June—2 July 1992). Warrendale, Pa.: Minerals, Metals and Materials Society, 1993. Vol. 2. P. 1331—1335.
 15. *Niinomi M.* Titanium alloys for biomedical, dental and healthcare Applications. In: *Ti-2007. Science and Technology*: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1417—1425.
 16. *Tahara M., Kim H.Y., Inamura T., Hosoda H., Miyazaki S.* Effect of addition on mechanical properties of Ti—20Nb—4Zr—2Ta (at%) biomedical superelastic alloy. In: *Ti-2007. Science and Technology*: Proc. 11th World conf. on titanium (Kyoto, Japan, 3—7 June 2007). The Japan Institute of Metals, 2007. Vol. 2. P. 1453—1454.
 17. *Jelliti Sami, Richrd Caroline, Retraint Delphine, Demangel Clemence, Landoulsi Jessem.* Surface modification of low-modulus $Ti_{35}NbXZr$ alloys with nanotube arrays. In: *Ti-2011*: Proc. 12th World conf. on titanium (Beijing, China, 19—24 June 2011). The Japan Institute of Metals, 2011. Vol. 3. P. 2042—2046.
 18. *Dongyan Ding, Hegang Liu, Congqin Ning, Zhaohui Li.* Development of biomedical Ti—Cr alloys with changeable young's modulus via deformation-induced transformation. In: *Ti-2011*: Proc. 12th World conf. on titanium (Beijing, China, 19—24 June 2011). The Japan Institute of Metals, 2011. Vol. 3. P. 2046—2050.
 19. *Mi Gong, Minjie Lai, Bin Tang, Hongchao Kou, Jinshan Li, Lian Zhou* Young's modulus of Ti—Cr—Sn—Zr alloys with meta-stable beta phase. In: *Ti-2011*. Proc. 12th World conf. on titanium (Beijing, China, 19—24 June 2011). The Japan Institute of Metals, 2011. Vol. 3. P. 2180—2184.
 20. *Collings E.W.* The physical metallurgy of titanium alloys. ASM International (OH), 1984.
 21. *Mamonov A.M., Skvortsova S.V., Spektor V.S.* Printsipy postroeniya kompleksnykh tekhnologicheskikh protsessov proizvodstva implantatov iz titanovykh splavov, vkluchayushchikh vakuumnye ionno-plazmennye nanotekhnologii [Principles of construction of complex technological processes for the production of implants made of titanium alloys including vacuum ion-plasma nanotechnologies]. *Titan*. 2012. No. 3. P. 45—50.
 22. *Itoh Y., Itoh A., Azuma H., Hioki T.* Improving the tribological properties of Ti—6Al—4V alloy by nitrogen-ion implantation. *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 111. P. 172—176.
 23. *Belov S.P., Il'in A.A., Mamonov A.M., Aleksandrova A.V.* Teoreticheskii analiz protsessov uporyadocheniya v splave na osnove Ti_3Al . Vliyanie vodoroda na ustoychivost' intermetallida Ti_3Al [Theoretical analysis of ordering processes in an alloy based on Ti_3Al . The influence of hydrogen on stability of Ti_3Al intermetallic compound]. *Metally (RAN)*. 1994. No. 2. P. 76—80.
 24. *Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A.* Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov [Metallurgy and thermal processing of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
 25. *Il'in A.A.* Mekhanizm i kinetika fazovykh i strukturnykh prevrashchenii v titanovykh splavakh [The mechanism and kinetics of phase and structural transformations in titanium alloys]. Moscow: Nauka, 1994.
 26. *Mamonov A.M., Kusakina Yu.N., Il'in A.A.* Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava i struktury v zharoprochnom titanovom splave s intermetallidnym uprochneniem pri legirovanii vodorodom [Regularities of phase composition and structure formation in heat-resistant titanium alloy with intermetallic hardening at hydrogen alloying]. *Metally (RAN)*. 1999. No. 3. P. 84—87.
 27. *Mamonov A.M., Skvortsova S.V., Agarkova E.O., Umarova O.Z.* Fiziko-khimicheskie i tekhnologicheskie osnovy formirovaniya termostabil'nykh struktur bimodal'nogo tipa v zharoprochnykh titanovykh splavakh i splavakh na osnove alyuminida titana pri obratimom legirovanii vodorodom [Physicochemical and technological principles of thermo-stable bimodal structure type formation in heat-resistant titanium alloys and titanium aluminide based alloys at reversible hydrogen alloying]. *Titan*. 2013. No. 3. P. 9—16.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА ZK51A (МЛ12)

© 2018 г. А.В. Колтыгин, В.Е. Баженов

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 20.04.17 г., доработана 30.10.17 г., подписана в печать 31.10.17 г.

Объектом исследования были образцы сплава ZK51A (МЛ12), содержащие от 3,5 до 5,5 мас.% Zn и 0,5–0,8 мас.% Zr. С помощью расчета диаграмм состояния в программе «Thermo-Calc» установлено влияние концентраций Zn и Zr на температуры фазовых превращений и фазовый состав в равновесных условиях и при использовании модели полностью неравновесной кристаллизации Шейла–Гулливера. Показано, что при доле циркония в сплаве более 0,8–0,9 мас.% происходит значительное повышение температуры ликвидуса сплава и требуется увеличение температуры плавки выше 800 °С, что нежелательно при использовании стальных плавильных тиглей. Рассчитано равновесное содержание легирующих компонентов в твердом растворе на основе магния при различных температурах. С помощью электронной микроскопии изучены микроструктуры сплавов с различными концентрациями легирующих компонентов в литом и термообработанном состояниях. Исследовано распределение Zn и Zr в дендритной ячейке сплава в литом и термообработанном состояниях. В литом состоянии цинк концентрируется по границам дендритных ячеек, однако после термообработки его концентрация в их центре становится выше, чем по границам. Цирконий концентрируется в центре дендритных ячеек. Установлено влияние режимов закалки сплавов на их твердость. Показано, что наибольший прирост этого показателя дает двухступенчатый режим закалки: 330 °С, 5 ч + 400 °С, 5 ч. Изучено влияние температуры старения (150 и 200 °С) на твердость образцов – выявлено, что она выше в случае старения при 200 °С, причем ее максимум наблюдался при выдержке 8–10 ч. Термообработка сплава, включающая изотермическую выдержку (330 °С, 5 ч + 400 °С, 5 ч) с последующей закалкой и старение (200 °С, 8 ч), позволила достичь предела прочности сплава $285 \pm 13,5$ МПа и относительного удлинения $11,4 \pm 1$ %.

Ключевые слова: литейные магниевые сплавы, ZK51A, МЛ12, Mg–Zn–Zr, кристаллизация, термообработка, фазовый состав, Thermo-Calc.

Колтыгин А.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр., 4). E-mail: misistlp@mail.ru.

Баженов В.Е. – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Для цитирования: Колтыгин А.В., Баженов В.Е. Влияние химического состава и режимов термической обработки на фазовый состав и механические свойства магниевых сплавов ZK51A (МЛ12) // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 64–74. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-64-74.

Koltygin A.V., Bazhenov V.E.

Effect of alloy composition and heat treatment on ZK51A (ML12) magnesium alloy phase composition and mechanical properties

This paper examines the ZK51A (ML12) alloy samples with the content of Zn from 3.5 to 5.5 wt.% and Zr from 0.5 to 0.8 wt.%. The influence of the Zn and Zr content on phase transition temperatures and phase composition in equilibrium conditions and with the Scheil-Gulliver solidification model was determined using the phase diagram calculation in Thermo-Calc software. It is shown that the Zr content of 0.8–0.9 wt.% leads to a significant increase in the alloy liquidus temperature and requires raising the melting temperature over 800 °C. This is undesirable when using steel crucibles. The equilibrium content of alloying elements in the magnesium solid solution was calculated at different temperatures. Scanning electron microscopy was used to study the microstructures of as-cast and heat-treated alloys with different alloying elements content. The distribution of Zn and Zr in a dendritic cell of the alloy in as-cast and heat-treated conditions was investigated. Zinc in an as-cast condition is accumulated on the dendritic cell boundary, but after the heat treatment its concentration in the center of the dendritic cell became higher than concentration on the cell boundary. Zirconium is accumulated in the center of the dendritic cell. We determined the effect of the solution heat treatment conditions on the alloy hardness. The maximum hardness gain was achieved using a two-step treatment at 330 °C for 5 h and then at 400 °C for 5 h. We studied the effect of aging heat treatment (150 and 200 °C) on the alloy hardness. The better hardness was achieved after aging at 200 °C. The maximum value was reached after 8–10 h of aging. The tensile strength 285 ± 13.5 MPa and elongation 11.4 ± 1 %

were achieved after the two-step heat treatment consisting of isothermal holding at 330 °C for 5 h and then at 400 °C for 5 h with quenching and aging at 200 °C for 8 h.

Keywords: magnesium casting alloys, ZK51A, ML12, Mg–Zn–Zr, solidification, heat treatment, phase composition, ThermoCalc.

Koltygin A.V. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4).
E-mail: misistlp@mail.com.

Bazhenov V.E. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Citation: Koltygin A.V., Bazhenov V.E. Vliyanie khimicheskogo sostava i rezhimov termicheskoi obrabotki na fazovyi sostav i mekhanicheskie svoystva magnievogo splava ZK51A (ML12). *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 64–74.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-64-74.

Введение

Сплав ZK51A (ML12) относится к сплавам системы Mg–Zn–Zr. Его используют для получения отливок простой конфигурации в песчаные и металлические формы. Он применяется для изготовления деталей, длительно работающих при температурах до 200 °C и кратковременно — до 250 °C [1, 2]. Литейные свойства сплава ZK51A удовлетворительные. Он обладает хорошими характеристиками усталостной прочности и умеренной устойчивостью к коррозии, что позволяет использовать его в авиастроении [1–4]. Тем не менее этот сплав восприимчив к образованию микропористости и плохо сваривается [3, 5]. Герметичность получаемых отливок выше, чем отливок из сплавов системы Mg–Al–Zn–Mn (AZ91) [5]. Аналогичные

ZK51A сплавы применяются в разных странах под марками ML12, MAG4, MC6. В табл. 1 представлены химический состав и механические свойства сплава ZK51A в сравнении с аналогами. Обозначения режимов термической обработки (ТО) указаны в соответствии с принятыми в приведенных стандартах: T1 — низкотемпературный отжиг; T5 — искусственное старение [2].

Отливки из сплава ZK51A обладают высокими механическими свойствами за счет его однородной мелкозернистой структуры, которая обеспечивается присутствием в сплаве циркония [7, 8]. Цирконий является одним из самых эффективных измельчителей зерна магния в сплавах, не содержащих алюминий [9–13]. Причины этого носят

Таблица 1

Химический состав и механические свойства сплава ZK51A в сравнении с аналогами [1, 6]

Сплав	Страна	Стандарт	Легирующие компоненты, мас. %		Режим ТО	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
			Zn	Zr				
ZK51A	США	ASTM B80-97	3,6–5,5	0,50–1,0	T5 (177 °C, 2 ч + + 220 °C, 6 ч)	275	180	8
					T5 после заварки (330 °C, 2 ч + + 175 °C, 16 ч)	—	—	—
ML12 (OCT 190121-90)	Россия	ГОСТ 2856-79	4,0–5,0	0,60–1,1	После литья	200	90	6
					T1 (300 °C, 4–6 ч)	230	130	5
MAG4	Великобритания	BS 2970	3,5–5,5	0,40–1,0	T5 (металл. форма)	245	154	7
					T5 (песч. форма)	230	145	5
MC6	Япония	JIS H5203	3,6–5,5	0,50–1,0	T5	235	137	5

двойкий характер: во-первых, параметры ГП-решетки у частиц (Zr) очень близки к таковым у магниевого твердого раствора (Mg), также имеющего ГП-решетку, поэтому частицы (Zr) действуют в качестве гетерогенных центров кристаллизации (Mg) [3, 14]; во-вторых, цирконий растворяется в жидком магнии и ограничивает рост зерен твердого раствора на основе магния при его кристаллизации [4, 15].

Структура литого сплава представляет собой твердый раствор цинка и циркония в магнии (Mg), по границам зерен которого располагаются включения интерметаллической фазы MgZn [16].

В результате ТО [6] соединение MgZn и твердый раствор на основе циркония (Zr) выделяются из пересыщенного твердого раствора, упрочняя его. Различные режимы ТО, предлагаемые для сплава различными стандартами, представлены в табл. 1.

В данной работе исследовали влияние состава сплава ZK51A (МЛ12) на ход кристаллизации, структуру и фазовый состав в литом состоянии и после термообработки как по рекомендуемым, так и по более сложным режимам.

Материалы и методики исследования

В качестве шихты использовали чистые шихтовые материалы: магний Mg90 (99,9 %¹ Mg) производства Соликамского магниевого завода, цинк Ц0 (99,98 % Zn) и лигатуру Mg—15 % Zr (производство Соликамского опытно-металлургического завода). Плавку вели в высокочастотной индукционной печи в стальных тиглях под флюсом на основе карналлита (KCl·MgCl₂). Масса сплава для каждой плавки составляла 300 г. После добавления лигатуры Mg—Zr расплав выдерживали в течение 15 мин при температуре $t = 760 \pm 780$ °С. При $t = 760$ °С его заливали в металлическую форму. Получали слитки диаметром 35 мм и высотой 140 мм.

Полученные слитки разрезали и приготавливали образцы для определения твердости и металлографические шлифы. Шихтовку сплавов проводили на предельные по содержанию цинка составы 3,5 и 5,5 %. Также были отлиты образцы промежуточного состава (шихтовка проводилась на 4,0 % Zn). Содержание циркония рассчитывалось

Таблица 2

Химический состав выплавленных сплавов

Обозначение сплава	Содержание элементов, мас. %		
	Mg	Zn	Zr
4,0Zn	Осн.	4,0	0,8
3,5Zn	Осн.	3,6	0,5
5,5Zn	Осн.	5,3	0,7

на 1 %. Химический состав выплавленных сплавов определяли методом микрорентгеноспектрально-го анализа (МРСА) на площади 1×1 мм (табл. 2).

Микроструктуру сплавов и содержание элементов в фазах исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «Tescan Vega SBH3» (Tescan, Чехия) с приставкой энерго-дисперсионного микроанализа «Oxford».

Твердость по Бринеллю оценивали на универсальном твердомере NEMESIS 9001 фирмы INNOVATEST (Нидерланды). Использовались следующие параметры испытания: шарик диаметром 2,5 мм, нагрузка 62,5 кгс ($\approx 61,3$ кН), время выдержки под нагрузкой 30 с.

Образцы изучали в литом и термообработанном состоянии. Для определения механических свойств сплава проводили отдельную плавку по технологии, описанной выше, в печи сопротивления с использованием стального тигля большей вместимости и получением литых заготовок для вырезки образцов по ГОСТ 1583-93. Механические свойства исследовали на цилиндрических образцах диаметром 5 мм, выточенных из литых заготовок после их термообработки. Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине «Instron 5569» (Instron, США).

Политермические разрезы диаграмм состояния рассчитывали с применением программы «Thermo-Calc» [17]. Использовали термодинамическую базу TTMG3 (Magnesium alloys database version 3) [18].

Результаты и их обсуждение

Равновесная кристаллизация сплава

На рис. 1 представлены политермические разрезы тройной диаграммы состояния системы Mg—Zn—Zr в области 3—6 % Zn и 0,3—1,2 % Zr.

При низком содержании циркония равновесная кристаллизация сплава начинается с выпадения из жидкости первичных кристаллов магниевого твердого раствора (Mg) при $t \sim 650$ °С как при

¹ Здесь и далее, если не указано иное, содержание элементов приводится в мас. %.

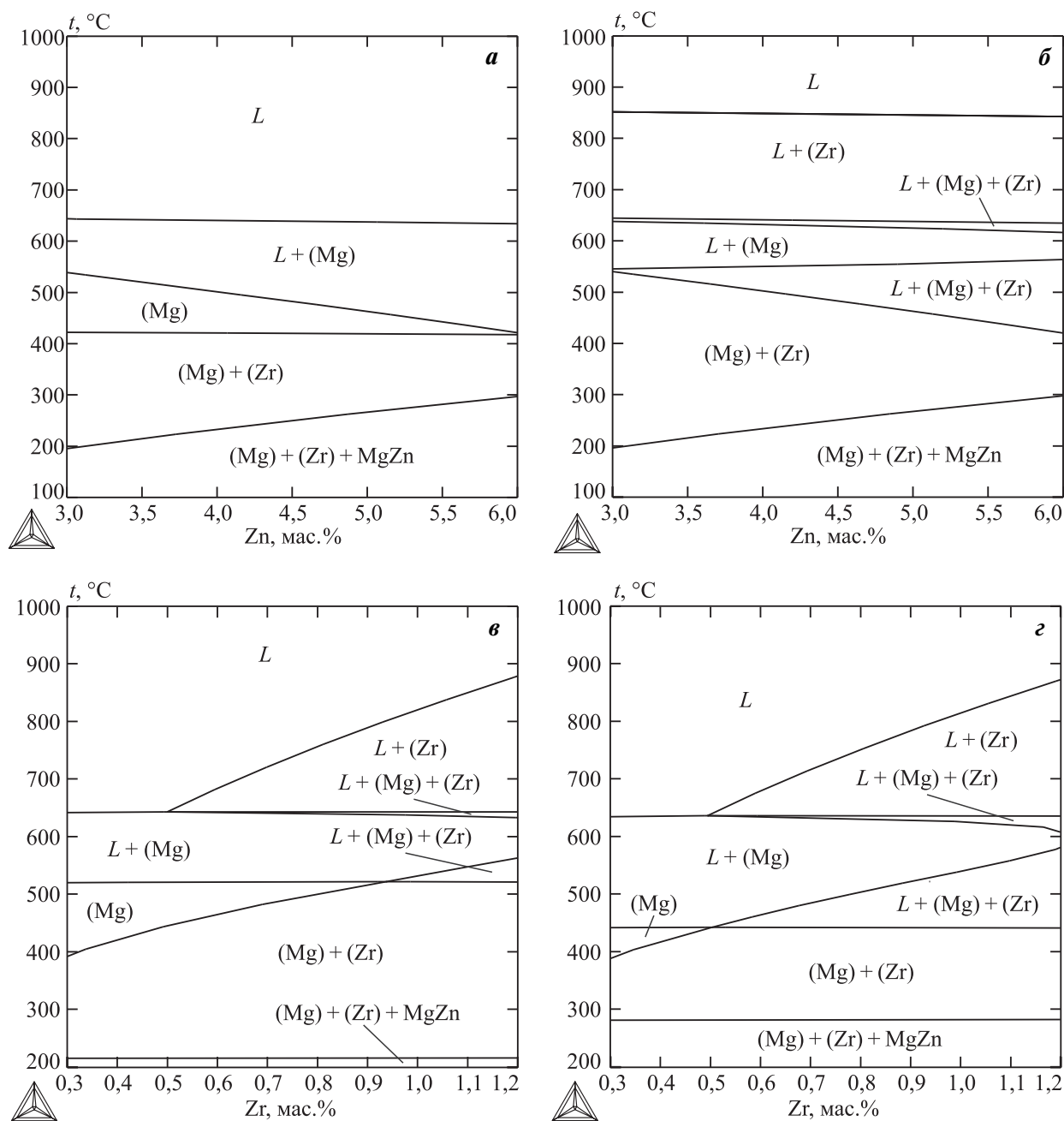


Рис. 1. Политермические разрезы диаграммы состояния $\text{Mg}-(3\div 6)\%\text{Zn}-Y\%\text{Zr}$ и $\text{Mg}-X\%\text{Zn}-(0,3\div 1,2)\%\text{Zr}$
 $Y=0,4$ (а) и $1,1$ (б); $X=3,5$ (в) и $5,5$ (г)

минимальном количестве цинка, равном 3,5 %, так и при максимальном его содержании 5,5 % (рис. 1, а). С увеличением доли циркония в сплаве до 1,1 % характер кристаллизации меняется (рис. 1, б). Первыми из расплава начинают выделяться кристаллы твердого раствора на основе циркония (Zr) с очень малым содержанием растворенных компонентов, т.е. практически чистый цирконий, причем температура ликвидус возрастает примерно до 850 °C (рис. 1, а, б). Переход от первичной кристал-

лизации (Mg) к первичной кристаллизации (Zr) в рассматриваемых сплавах происходит при содержании циркония 0,5 % независимо от содержания цинка (рис. 1, в, г). Затем, по мере уменьшения температуры сплава, из расплава по перитектической реакции начинают формироваться кристаллы твердого раствора на основе магния (Mg), при этом первичные кристаллы циркония исчезают.

Понижение доли циркония в сплаве ниже 0,5 % исключает образование первичных кристал-

лов (Zr) при любом содержании цинка (рис. 1, в, г). Это нежелательно, так как частицы (Zr) служат центрами кристаллизации твердого раствора (Mg) [3, 14]. При этом при содержании в сплаве 0,9 % Zr температура ликвидус повышается до 800 °С независимо от содержания цинка. Проведение плавки при такой температуре приводит к интенсивному растворению железа, которое попадает в сплав из стенок плавильного тигля, изготавливаемого из стали. Это влечет большие потери циркония, образующего с железом стойкие соединения [3]. Поэтому содержание циркония в сплаве в интервале 0,5–0,9 % можно считать технологически оправданным пределом для данного сплава при плавке в стальном тигле.

Способность сплава к упрочнению в результате термической обработки зависит от изменения растворимости основных легирующих компонентов в магниевом твердом растворе (Mg) при различных температурах. Рассчитанные растворимости цинка и циркония в растворе (Mg) сплава ZK51A представлены на рис. 2. Видно, что в равновесном состоянии максимальное количество цинка в твердом растворе (Mg) уменьшается на 5 % — от 5,5 % при температуре, близкой к солидусу, до 0,54 % при $t = 50$ °С. Содержание циркония в твердом растворе (Mg) при $t = 500$ °С составляет 0,8 %, а при $t = 50$ °С снижается до $1,5 \cdot 10^{-4}$ %.

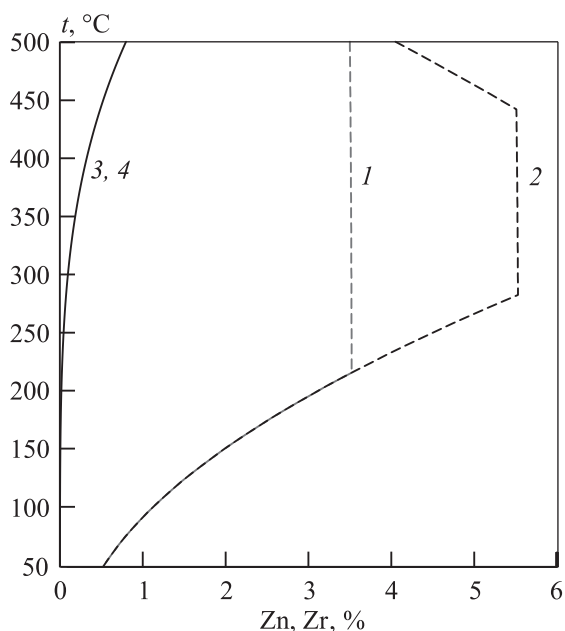


Рис. 2. Содержание цинка (1, 2) и циркония (3, 4) в магниевом твердом растворе сплавов Mg-3,5%Zn-0,8%Zr (1, 3) и Mg-5,5%Zn-0,8%Zr (2, 4)

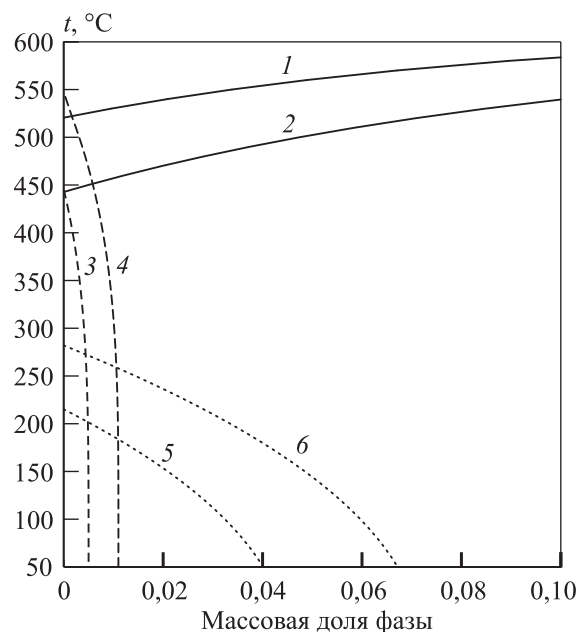


Рис. 3. Изменение массовой доли фаз: L (1, 2) и MgZn (5, 6) в сплавах Mg-X%Zn-(0,5+1,1)%Zr и фазы (Zr) (3, 4) в сплавах Mg-(3,5+5,5)%Zn-Y%Zr в зависимости от температуры X=3,5 % (1, 5) и 5,5 % (2, 6); Y=0,5 % (3) и 1,1 % (4)

На рис. 3 приведены графики изменения равновесной доли фаз в зависимости от температуры в сплавах Mg-Zn-Zr, содержащих 3,5–5,5 % Zn и 0,5–1,1 % Zr. С понижением температуры из твердого раствора (Mg) начинает выделяться цирконий (Zr) в качестве самостоятельной фазы. Количество выделившегося циркония увеличивается с ростом его содержания в сплаве. При более низкой температуре из твердого раствора появляется фаза MgZn, причем с повышением содержания цинка от 3,5 до 5,5 % температура начала ее появления увеличивается с 215 до 282 °С, при этом количество фазы MgZn с повышением доли цинка также растет (см. рис. 3). Таким образом равновесный фазовый состав сплава при комнатной температуре представляет собой твердый раствор на основе магния (Mg), цирконий (Zr) и соединение MgZn.

С увеличением содержания цинка от 3,5 до 5,5 % температура равновесного солидуса сплава снижается от 520 до 443 °С независимо от доли циркония в сплаве (см. рис. 3).

Неравновесная кристаллизация

Неравновесная кристаллизация была рассмотрена с использованием расчетов по модели Шейла—Гулливера в программе «Thermo-Calc» [19, 20]. Поскольку в соответствии с этой моделью отсут-

Таблица 3

**Режимы термической обработки экспериментальных сплавов
и содержание элементов в центре и на границе дендритных ячеек**

Обозначение сплава	Режим ТО		Содержание элементов, %			
	Номер	Условия	В центре дендритной ячейки		На границе дендритной ячейки	
			Zn	Zr	Zn	Zr
3,5Zn	1	Литой	1,3	0,7	5,0	0,3
	2	450 °С, 5 ч	4,0	0,6	3,1	0,1
	3	450 °С, 10 ч	3,8	0,8	2,9	0,2
5,5Zn	4	Литой	1,7	0,8	6,8	0,2
	5	330 °С, 5 ч	6,1	0,7	4,4	0,1
	6	330 °С, 5 ч + 400 °С, 5 ч	6,3	0,7	4,9	0,2
	7	330 °С, 5 ч + 400 °С, 10 ч	6,8	0,7	4,6	0,1

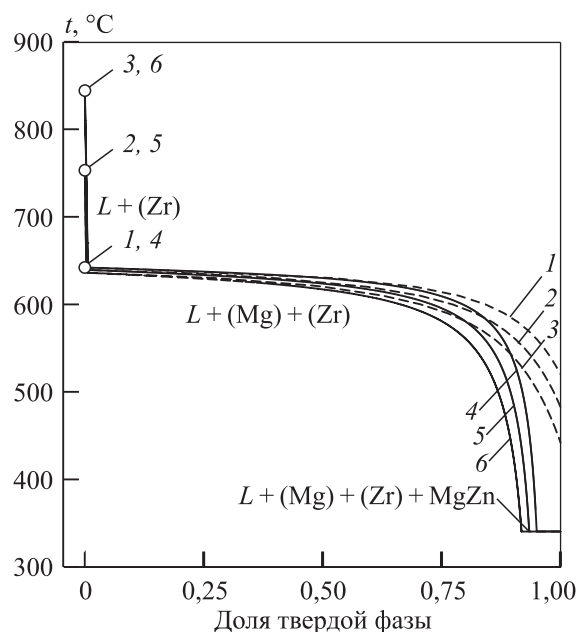


Рис. 4. Зависимость доли твердой фазы от температуры при равновесной кристаллизации (1–3) и неравновесной по модели Шейла–Гулливера (4–6) сплавов Mg–3,5%Zn–0,5%Zr (1, 4), Mg–4,5%Zn–0,8%Zr (2, 5) и Mg–5,5%Zn–1,1%Zr (3, 6). Кружками показаны температуры ликвидуса сплавов

ствует диффузия в твердой фазе, результат расчета может не соответствовать реальному процессу, однако может давать представление о неравновесных фазах и температуре неравновесного солидуса, что важно для определения возможной температуры термообработки.

На рис. 4 представлена зависимость доли твердой фазы от температуры при равновесной и неравновесной кристаллизациях сплавов Mg–3,5%Zn–

0,5%Zr, Mg–4,5%Zn–0,8%Zr и Mg–5,5%Zn–1,1%Zr.

Неравновесная кристаллизация, как и равновесная, начинается с выпадения первичных кристаллов циркония (Zr). Затем из жидкости выделяется твердый раствор на основе магния (Mg). Заканчивается кристаллизация при постоянной температуре выпадением фазы MgZn по эвтектической реакции. Характер кристаллизации не меняется при изменении содержания Zn в сплаве от 3,5 до 5,5 %. Кристаллизация заканчивается при $t = 341 ^\circ\text{C}$.

Таким образом, при полностью неравновесной кристаллизации температура солидуса на 170 и 80 °С (при 3,5 и 5,5 % Zn соответственно) ниже, чем в равновесных условиях. Это необходимо учитывать при термообработке сплавов в литом состоянии во избежание оплавления неравновесной эвтектики.

Исходя из рассмотренных особенностей равновесной и неравновесной кристаллизаций сплавов с минимальным (сплав 3,5Zn) и максимальным (сплав 5,5Zn) содержаниями цинка было предложено несколько режимов термической обработки сплавов с целью выявления их влияния на структуру и свойства сплава (табл. 3).

Анализ микроструктуры сплавов

Микроструктура сплавов 3,5Zn и 5,5Zn в литом состоянии представлена на рис. 5. Видно, что структура сплава в литом состоянии состоит из дендритов твердого раствора цинка и циркония в магнии (Mg), а также фаз белого цвета, располагающихся по границам и в центре дендритных ячеек. С помощью МРСА было определено содержание

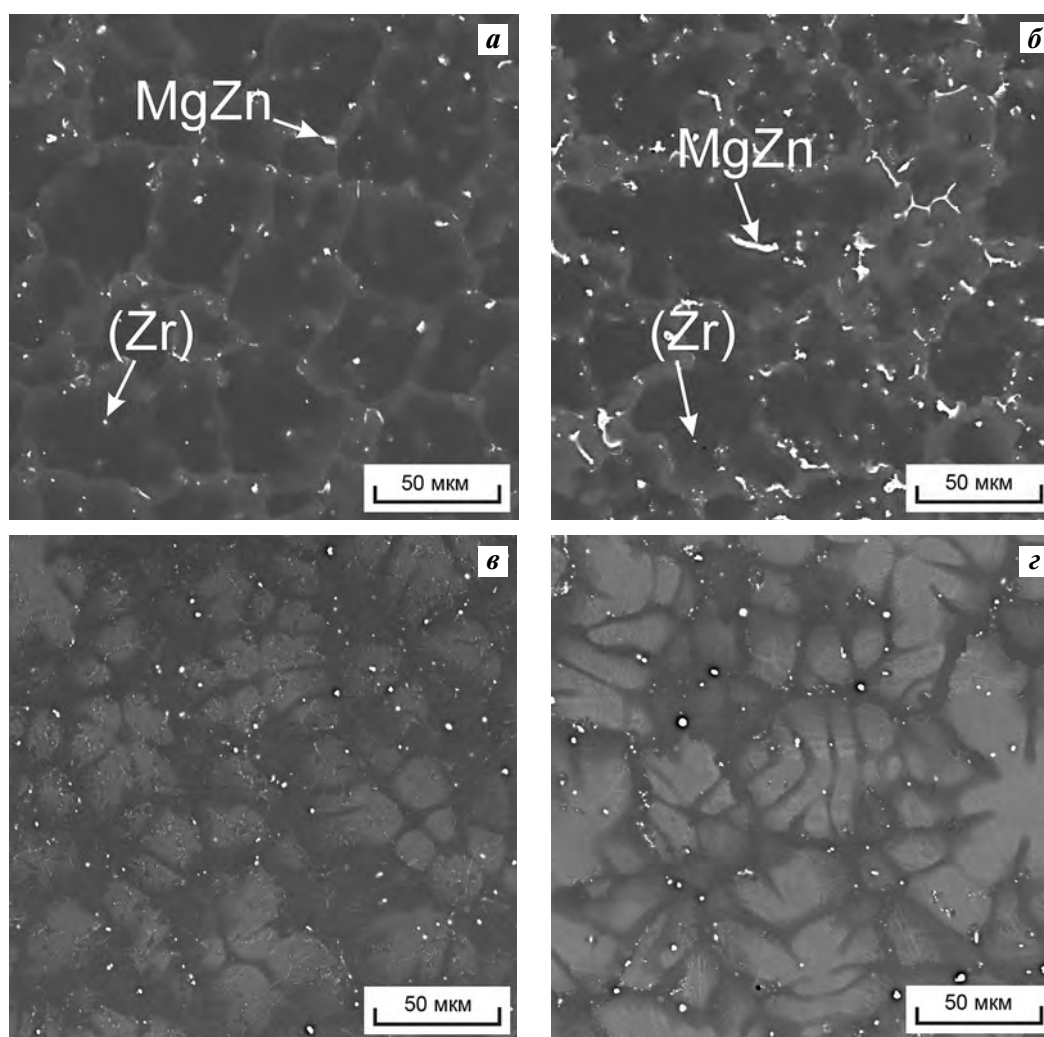


Рис. 5. Микроструктура сплавов 3,5Zn (**а, в**) и 5,5Zn (**б, г**) в литом (**а, б**) и термообработанном (см. табл. 3) по режимам 2 (**в**) и 6 (**г**) состояниях

цинка и циркония в центре и по границам дендритных ячеек в литом состоянии и после ТО (см. табл. 3). Было обнаружено, что в образцах 3,5Zn и 5,5Zn в литом состоянии концентрация цинка в центре дендритной ячейки значительно меньше, чем по ее границам, и наоборот, количество циркония значительно выше в центре дендритной ячейки. После термообработки по режимам 2 и 6, соответственно, для сплавов 3,5Zn и 5,5 Zn содержание циркония в центре и по границам дендритных ячеек остается прежним, а доля цинка в центре дендритной ячейки становится выше, чем на ее границе. Увеличение времени ТО не оказывает значительного влияния на содержание элементов в дендритной ячейке.

В центре и по границам дендритных ячеек встречаются частицы циркония (Zr), чаще всего связанные с железом, кремнием, марганцем и, ре-

же, другими примесями. По границам ячеек расположены прослойки интерметаллической фазы. В соответствии с расчетами в программе «Thermo-Calc» ею является фаза MgZn. По результатам МРСА эта фаза больше соответствует соединению Mg_7Zn_3 , имеющемуся на двойной диаграмме состояния Mg—Zn в высокотемпературной области [21].

В качестве режима ТО для сплавов ZK51A обычно используется искусственное старение без предварительной закалки при повышенной температуре (см. табл. 1). Анализ распределения легирующих элементов в дендритной ячейке сплава 4,0Zn, термообработанного по режиму T1, показал, что ТО не устранила ликвацию растворенных элементов в твердом растворе на основе магния (Mg). Наблюдаются две зоны повышенной концентрации легирующих элементов — по границам дендритных ячеек и в их центре (вокруг частиц циркония).

Согласно результатам МРС-анализа распределения легирующих компонентов внутри дендритной ячейки (Mg), на границе ячейки повышено содержание цинка, а в ее центре — циркония (рис. 6). На рис. 6 видно, что включение (Zr) содержит в себе цинк, что можно объяснить растворением цинка в твердом растворе на основе циркония при повышенной температуре [22]. Поскольку очевидно, что ТО сплава по режиму T5 (см. табл. 1) приведет к таким же результатам, как и T1, можно считать утверждение о том [6], что зерна твердого раствора магния являются по существу однородными, не совсем верным.

Предварительную закалку при температуре, близкой к солидусу сплава, с последующим старением (режим T6) или без такового (режим T4) обычно проводят для максимального растворения легирующих элементов в магниевом твердом растворе (Mg), чтобы потом достичь его максимального упрочнения за счет большего количества

выделившихся при искусственном старении частиц упрочняющей фазы. Термическая обработка по режиму T1, T5 (см. табл. 1) повышает механические свойства литого сплава в основном за счет распада пересыщенного твердого раствора цинка и циркония в магнии, формирующегося в результате неравновесной кристаллизации сплава в естественных условиях получения отливки. Такая термическая обработка, возможно, не обеспечивает максимальных механических свойств сплавов, однако увеличение температуры ТО выше 340 °C затруднено из-за опасности оплавления неравновесных эвтектических фаз, образующихся при неравновесной кристаллизации сплавов, особенно в сплавах с большим содержанием цинка (см. рис. 4), поэтому более сложные схемы ТО в промышленных условиях не используют. Тем не менее более равномерное распределение легирующих компонентов в структуре сплава за счет устранения ликвации, вероятно, должно обуславливать более высокие механические свойства сплава. Это возможно при увеличении температуры и длительности термической обработки.

Повышение температуры ТО сплава 3,5Zn до 450 °C в случае, когда количество интерметаллической фазы MgZn в литом состоянии минимально (см. рис. 5, а), приводит к полному ее растворению. Микроструктура сплава становится практически однофазной с мелкими вкраплениями фазы, содержащей большое количество циркония, уже после 5-часовой выдержки (рис. 5, в), причем последующее увеличение длительности ТО до 10 ч практически не влияет на структуру и фазовый состав сплава. При большем содержании цинка количество интерметаллической фазы по границам зерен в литом состоянии возрастает (рис. 5, б), а солидус сплава снижается (см. рис. 3), что не позволяет термообрабатывать сплав 5,5Zn при столь же высокой температуре. Однако выдержка сплава при $t = 330$ °C уменьшает количество выделений интерметаллической фазы по границам зерен до минимума. Дальнейшая термическая обработка, для ускорения процесса, может проводиться при большей температуре (400 °C) без опасения оплавления неравновесных фаз, при этом происходит полное растворение интерметаллической фазы с цинком (рис. 5, г).

Было установлено, что повышение температуры ТО для сплава 5,5Zn можно проводить уже после 5 ч выдержки при $t = 330$ °C, т.е. на 10 °C ниже неравновесного солидуса (см. рис. 4), из-за уменьше-

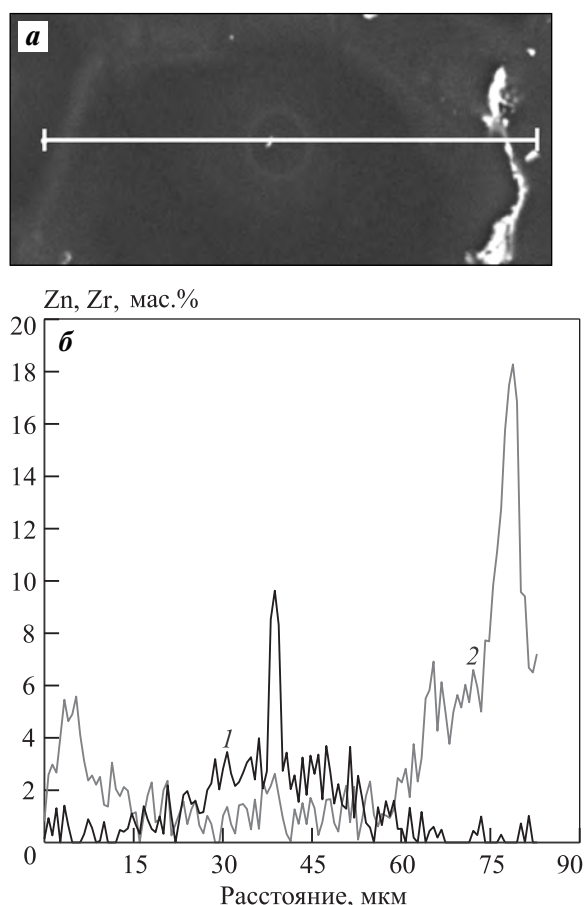


Рис. 6. Дендритная ячейка магниевое твердого раствора (а) и распределение элементов (б) в сплаве, термообработанном по режиму T1
1 — содержание циркония, 2 — цинка

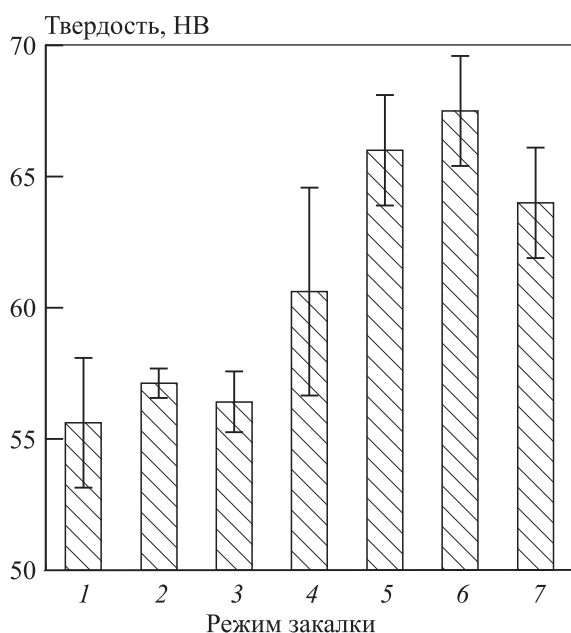


Рис. 7. Изменение твердости сплавов 3,5Zn и 5,5Zn (см. табл. 2) в закаленном состоянии по различным режимам (см. табл. 3)

ния количества остаточной интерметаллической фазы по границам зерен твердого раствора (Mg).

Косвенно ход термической обработки сплавов можно оценить по изменению их твердости. На рис. 7 представлены результаты измерения твердости образцов сплавов после различных режимов термообработки, заключающейся в изотермической выдержке с последующей закалкой (см. табл. 3).

Видно, что с увеличением содержания цинка твердость сплава в литом и термообработанном состояниях возрастает. В процессе ТО снижается неоднородность структуры сплавов, о чем говорит уменьшающийся, относительно литого состояния, доверительный интервал для значений твердости. Установлено (см. рис. 7), что при термической обработке сплава 3,5Zn при температуре 450 °С по режимам 2, 3 (см. табл. 3) значение твердости остается практически неизменным относительно литого состояния (режим 1 в табл. 3) по причине практически полного растворения цинка в твердом растворе (Mg). При большем содержании цинка (сплав 5,5Zn) повышение твердости в результате ТО (режимы 5–7 в табл. 3) относительно литого состояния (режим 4 в табл. 3) более значительно (см. рис. 7).

Прочность образцов может быть увеличена путем искусственного старения. Оно было проведено при $t = 150$ и 200 °С. При этом твердость образцов измерялась через каждые 2 ч (рис. 8).

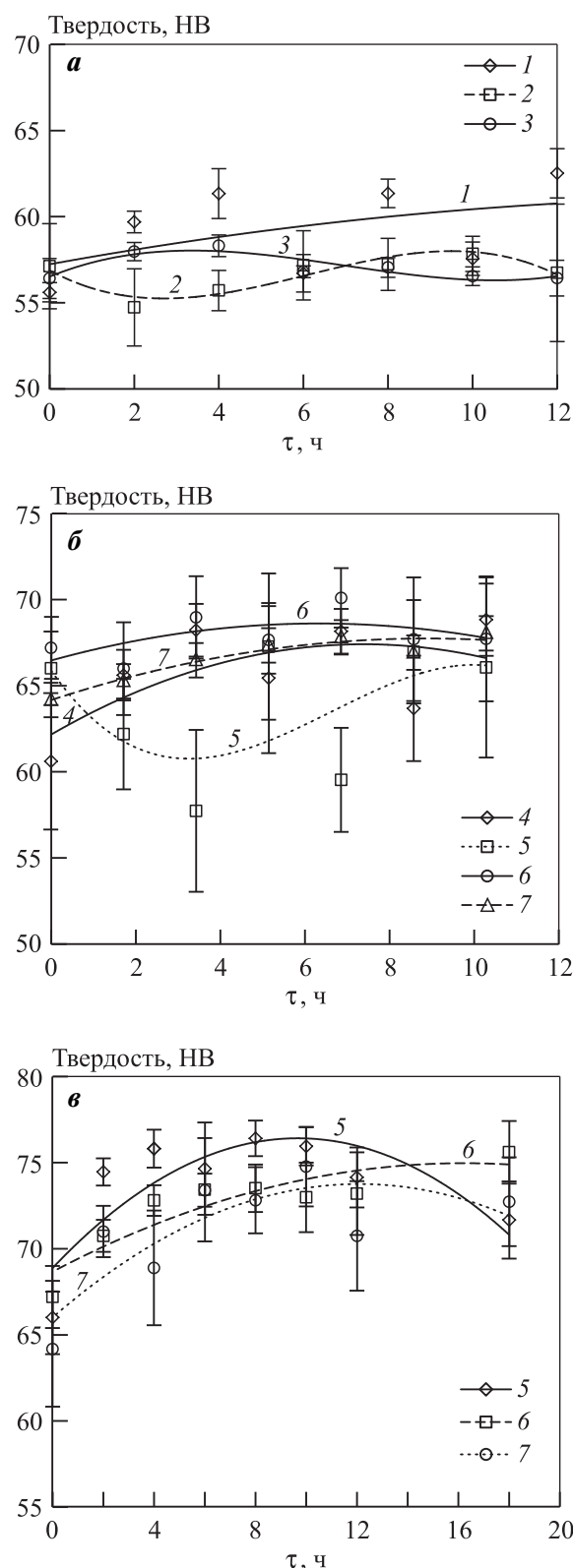


Рис. 8. Изменение твердости образцов сплавов 3,5Zn (а) и 5,5Zn (б, в) (см. табл. 2) в зависимости от времени старения (τ) при температурах 150 (а, б) и 200 (в) °С. Старению предшествовала термообработка по режимам (1)–(7) (см. табл. 3)

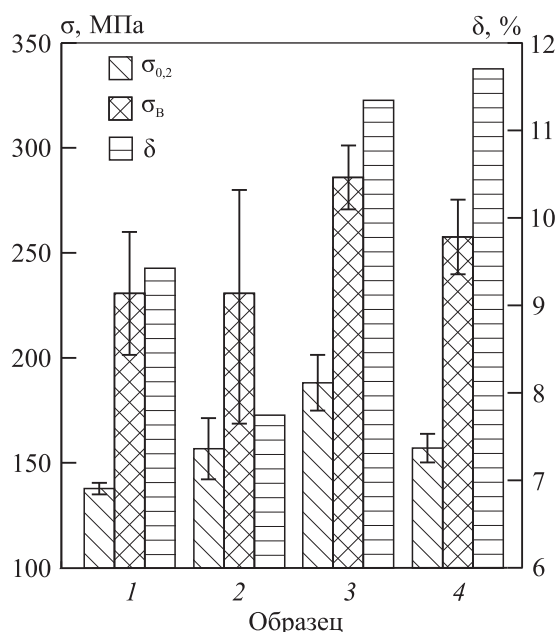


Рис. 9. Результаты механических испытаний на растяжение образцов сплава 5,5Zn в литом состоянии (1) и после термической обработки (2–4)
Условия ТО: 220 °С, 8 ч (2); 330 °С, 5 ч + 200 °С, 8 ч (3); 330 °С, 5 ч + 400 °С, 5 ч + 200 °С, 8 ч (4)

Видно, что при температуре старения 150 °С (рис. 8, а, б) повышение твердости сплавов незначительно, — это свидетельствует об отсутствии упрочнения сплава в данном случае, вне зависимости от содержания в нем цинка.

При температуре старения 200 °С твердость возрастает в большей степени, чем при 150 °С (см. рис. 8, в), достигая максимума после 8–12 ч изотермической выдержки. Подвергнутые такой термообработке сплавы должны обладать большей прочностью.

Были проведены механические испытания сплава 5,5Zn в литом и термообработанном по разным режимам состояниях. Старение сплава осуществляли при $t = 200$ °С в течение 8 ч для достижения наилучшей прочности. Результаты механических испытаний на растяжение образцов сплава 5,5Zn представлены на рис. 9.

Видно, что максимальная прочность наблюдается при термической обработке сплава по двухступенчатому режиму, состоящему из выдержки длительностью 5 ч при $t = 330$ °С с последующими закалкой и старением в течение 8 ч при $t = 200$ °С. При этом достигается прочность на уровне $285 \pm 13,5$ МПа при относительном удлинении $11,4 \pm 1$ %. Дальнейшее повышение температуры и времени

ТО приводит к небольшому снижению прочности и незначительному увеличению относительного удлинения сплава.

Выводы

1. По результатам расчета в программе «Thermo-Calc» сплав ZK51A состоит из магниевого твердого раствора (Mg), богатой цирконием и практически лишенной примесей фазы (Zr) и интерметаллической фазы MgZn. Реальный фазовый состав сплава включает магниевый твердый раствор (Mg), циркониевую фазу (Zr) и неравновесную эвтектическую фазу Mg₇Zn₃.

2. Повышение содержания циркония в сплаве сверх 0,8–0,9 % требует увеличения температуры плавки выше 800 °С, что нежелательно с технологической точки зрения при плавке сплава в стальном тигле, поэтому в промышленных условиях такая мера нецелесообразна.

3. Неравновесный солидус сплава составляет 341 °С, что на 170 и 80 °С (при 3,5 и 5,5 % Zn соответственно) ниже, чем температура солидуса по результатам расчета равновесной кристаллизации. Это необходимо учитывать при термообработке сплава во избежание оплавления неравновесной эвтектики. Однако установлено, что повышение температуры ТО возможно уже после 5 ч выдержки при $t = 330$ °С (ниже неравновесного солидуса) из-за уменьшения количества неравновесной интерметаллической фазы MgZn.

4. Наибольшее увеличение твердости после закалки достигнуто в сплаве с максимальным содержанием цинка (5,5Zn) при использовании режимов 330 °С, 5 ч ($66,0 \pm 2,1$ НВ) и 330 °С, 5 ч + 400 °С, 5 ч ($67,2 \pm 1,8$ НВ). Дальнейшее увеличение времени ТО ведет к уменьшению твердости после закалки. Последующее старение сплава при $t = 200$ °С в течение 8 ч повышает максимальную твердость сплава до $76,4 \pm 1,3$ НВ. Дальнейшее увеличение времени выдержки обуславливает снижение этого показателя. Старение при $t = 150$ °С не ведет к существенному росту твердости сплава.

5. Наибольшее упрочнение сплава было достигнуто при термической обработке по двухступенчатому режиму, состоящему в выдержке в течение 5 ч при $t = 330$ °С с последующей закалкой и старением в течение 8 ч при $t = 200$ °С. При этом максимальная прочность находится на уровне $285 \pm 13,5$ МПа при относительном удлинении $11,4 \pm 1$ %. Увеличение температуры и длительности термической

обработки не способствует повышению прочности сплава, а, наоборот, приводит к ее уменьшению.

Литература/References

1. Hussey B., Wilson J. Light Alloys. Boston: Springer US, 1998.
2. Avedesian M., Baker H. ASM specialty handbook: Magnesium and magnesium alloys. Ohio: ASM International, 1999.
3. Polmear I.J. Magnesium alloys and applications. *Mater. Sci. Technol.* 1994. Vol. 10. P. 1–16.
4. Campbell F.C. Elements of metallurgy and engineering alloys. Ohio: ASM International, 2008.
5. ASM International handbook committee. ASM Handbook. Vol. 2: Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. Ohio: ASM International, 1990.
6. Chandler H. (Ed.) Heat treater's guide: practices and procedures for nonferrous alloys. Ohio: ASM International, 1996.
7. Vinotha D., Raghukandan K., Pillai U.T.S., Pai B.C. Grain refining mechanisms in magnesium alloys: An overview. *Trans. Indian Inst. Met.* 2009. Vol. 62. P. 521–532.
8. Changjiang S., Qingyou H., Qijie Z. Review of grain refinement methods for as-cast microstructure of magnesium alloy. *China Foundry.* 2009. Vol. 6. P. 93–103.
9. Arroyave R., Shin D., Liu Z.K. Modification of the thermodynamic model for the Mg–Zr system. *CALPHAD.* 2005. Vol. 29. P. 230–238.
10. Bamberger M. Structural refinement of cast magnesium alloys. *Mater. Sci. Technol.* 2001. Vol. 17. P. 15–24.
11. Lee Y.C., Dahle A.K., StJohn D.H. The role of solute in grain refinement of magnesium. *Metall. Mater. Trans. A.* 2000. Vol. 31. P. 2895–2906.
12. Qian M., Das A. Grain refinement of magnesium alloys by zirconium: Formation of equiaxed grains. *Scr. Mater.* 2006. Vol. 54. P. 881–886.
13. Vinotha D., Raghukandan K., Pillai U.T., Pai B.C. Grain refining mechanisms in magnesium alloys: An overview. *Trans. Indian Inst. Met.* 2009. Vol. 62. P. 521–532.
14. Yang W., Liu L., Zhang J., Ji S., Fan Z. Heterogeneous nucleation in Mg–Zr alloy under die casting condition. *Mater. Lett.* 2015. Vol. 160. P. 263–267.
15. St. John D.H., Qian M.A., Easton M.A., Cao P., Hildebrand Z. Grain refinement of magnesium alloys. *Metall. Mater. Trans. A.* 2005. Vol. 36. P. 1669–1679.
16. Ren Y.P., Guo Y., Chen D., Li S., Pei W.L., Qin G.W. Isothermal section of Mg–Zn–Zr ternary system at 345 °C. *CALPHAD.* 2011. Vol. 35. P. 411–415.
17. Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P.F., Sundman B. Thermo-Calc and DICTRA: Computational tools for materials science. *CALPHAD.* 2002. Vol. 26. P. 273–312.
18. Thermo-Calc Software TTMG3. Magnesium alloys. Database version 3. URL: <http://www.thermocalc.com/products-services/databases/thermodynamic/> (accessed: 01.03.2017).
19. Gulliver G.H. The quantitative effect of rapid cooling upon the constitution of binary alloys. *J. Inst. Met.* 1913. Vol. 9. P. 120–157.
20. Scheil E. Bemerkungen zur schichtkristallbildung. *Z. Metallkd.* 1942. Vol. 34. P. 70–72.
21. Liu S., Yang G., Xiao L., Luo S., Jie W. Effects of the growth rate on microstructures and room temperature mechanical properties of directionally solidified Mg–5.2Zn alloy. *J. Miner., Met. Mater. Soc.* 2016. Vol. 68. No. 12. P. 3214–3223.
22. Williams M.E., Boettinger W.J., Kattner U.R. Contribution to the Zr-rich part of the Zn–Zr phase diagram. *J. Phase Equilib. Diffus.* 2004. Vol. 25. No. 4. P. 355–363.