

ИЗВЕСТИЯ ВУЗОВ
ЦВЕТНАЯ
МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 32, № 1, 2026

Научно-технический журнал
Основан в 1958 г.
Выходит 4 раза в год

IZVESTIYA
NON-FERROUS
METALLURGY

Vol. 32, No. 1, 2026

Scientific and Technical Journal
Founded in 1958
4 Issues per year

ИЗВЕСТИЯ ВУЗОВ ЦВЕТНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

ISSN 0021-3438 (Print)

ISSN 2412-8783 (Online)

Том 32, № 1 2026

Научно-технический журнал Основан в 1958 г. Выходит 4 раза в год <http://cvmef.misis.ru>

Журнал включен в Перечень рецензируемых научных изданий, рекомендованных ВАК Минобрнауки РФ для публикации результатов диссертаций на соискание ученых степеней

Журнал включен в базы данных: Russian Science Citation Index (RSCI), Chemical Abstracts (Online), INIS, OCLC ArticleFirst, Ulrich's Periodicals Directory, РИНЦ, БД/РЖ ВИНТИ

Учредитель



ФГАОУ ВО Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Адрес: 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1
<http://www.misis.ru>

Главный редактор

Евгений Александрович Левашов — д.т.н., чл.-корр. РАН, профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

Редакционная коллегия

Е.В. Агеев — д.т.н., проф., ЮЗГУ, г. Курск
М.В. Ананьев — д.х.н., АО «Гиредмет», г. Москва
Н.А. Белов — д.т.н., проф., НИТУ МИСИС, г. Москва
Е.В. Богатырева — д.т.н., проф., НИТУ МИСИС, г. Москва
Г.М. Вольдман — д.х.н., проф., РТУ (МИТХТ), г. Москва
Ф.В. Гречников — д.т.н., акад. РАН, проф., СНИУ, г. Самара
Д.В. Гундеров — д.ф.-м.н., ИФМК УНЦ РАН, г. Уфа
В.Б. Деев — д.т.н., проф., НИТУ МИСИС, г. Москва
В.М. Денисов — д.х.н., проф., СФУ, г. Красноярск
Д.В. Дробот — д.х.н., проф., РТУ (МИТХТ), г. Москва
Ю.П. Зайков — д.х.н., проф., чл.-корр. РАН, ИВТЭ УрО РАН, г. Екатеринбург
Р.Х. Залавутдинов — к.ф.-м.н., ИФХЭ РАН, г. Москва
В.А. Игнаткина — д.т.н., проф., НИТУ МИСИС, г. Москва
Ю.В. Коныхов — д.т.н., доц., НИТУ МИСИС, г. Москва
С.В. Мамяченков — д.т.н., проф., УрФУ, г. Екатеринбург
З.А. Мансуров — д.х.н., проф., Институт проблем горения, г. Алматы, Казахстан
Н.В. Немчинова — д.т.н., проф., ИРНИТУ, г. Иркутск
К.В. Никитин — д.т.н., проф., СамГТУ, г. Самара
П.В. Поляков — д.х.н., проф., СФУ, г. Красноярск
Е.С. Прусов — к.т.н., доц., ВлГУ, г. Владимир
В.Н. Рычков — д.х.н., проф., УрФУ, г. Екатеринбург

Г.А. Салишев — д.т.н., проф., НИУ «БелГУ», г. Белгород
В.М. Сизяков — д.т.н., проф., СПГУ, г. Санкт-Петербург
Б.Б. Страумал — д.ф.-м.н., проф., ИФТТ РАН, г. Черноголовка
О.Ю. Ткачева — д.х.н., ИВТЭ УрО РАН, г. Екатеринбург
Б.Б. Хина — д.ф.-м.н., доц., ФТИ НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Д.В. Штанский — д.ф.-м.н., проф., НИТУ МИСИС, г. Москва
Abhilash — Dr., Ph.D., CSIR — National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur, India
D.V. Louzguine — Prof., Dr., Tohoku University, Sendai, Japan
D. Sadoway — Prof., Dr., Massachusetts Institute of Technology, Boston, USA
Stopic Srecko — Dr.-Ing. habil., RWTH Aachen University, Aachen, Germany
M. Verhaege — Prof., Dr., University of Gent, Belgium
G. Xanthopoulou — Dr., National Center for Scientific Research «Demokritos», Agia Paraskevi, Attica, Greece
A.L. Yerokhin — Prof., Dr., University of Manchester, United Kingdom
Yücel Onuralp — Prof., Dr., Istanbul Technical University, Maslak, Istanbul, Turkey
M. Zinigrad — Prof., Dr., Ariel University, Ariel, Israel
A.I. Zouboulis — Prof., Dr., Aristotle University of Thessaloniki, Greece

Редакция журнала

Адрес: 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1,
НИТУ МИСИС
Тел.: +7 (495) 638-45-35
E-mail: izv.vuz@misis.ru

Свидетельство о регистрации № 015842 от 13.03.1997 г.
Перерегистрация ПИ № ФС77-79229 от 25.09.2020 г.

Подписка: Агентство «Урал-пресс»

Ведущий редактор — А.А. Кудинова
Выпускающий редактор — О.В. Соснина
Дизайн и верстка — Е.А. Легкая

Подписано в печать 26.03.2026. Формат 60×90 1/8.
Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10
Заказ 24442. Цена свободная

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1. Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



© НИТУ МИСИС, Москва, 2026
© «Известия вузов. Цветная металлургия», 2026



Статьи доступны под лицензией Creative Commons
Attribution Non-Commercial No Derivatives

IZVESTIYA

NON-FERROUS METALLURGY

ISSN 0021-3438 (Print)

ISSN 2412-8783 (Online)

**Vol. 32, No. 1
2026**

Scientific and Technical Journal

Founded in 1958

4 Issues per year

<http://cvmet.misis.ru>

Journal is included into the List of the peer-reviewed scientific publications 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: Russian Science Citation Index (RSCI), Chemical Abstracts (Online), INIS, OCLC ArticleFirst, Ulrich's Periodicals Directory, VINITI Database (Abstract Journal)

Founder



National University of Science and Technology "MISIS"

Address: 1 Bld, 4 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

<http://www.misis.ru>

Editor-in-Chief

Evgeny A. Levashov – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of the RAS, NUST MISIS, Moscow, Russia

Editorial Board

Abhilash – Dr., Ph.D., CSIR – National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur, India
E.V. Ageev – Prof., Dr. Sci. (Eng.), SouthWest State University, Kursk, Russia
M.V. Ananyev – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Federal State Research and Development Institute of Rare Metal Industry (JSC "Giredmet"), Moscow, Russia
N.A. Belov – Prof., Dr. Sci. (Eng.), NUST MISIS, Moscow, Russia
E.V. Bogatyreva – Prof., Dr. Sci. (Eng.), NUST MISIS, Moscow, Russia
V.B. Deev – Prof., Dr. Sci. (Eng.), NUST MISIS, Moscow, Russia
V.M. Denisov – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia
D.V. Drobot – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Russian Technological University (MITHT), Moscow, Russia
F.V. Grechnikov – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Acad. of RAS, Samara National Research University n.a. S.P. Korolev (Samara University), Samara, Russia
D.V. Gunderov – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Institute of Molecule and Crystal Physics Ufa Research Center of the RAS, Ufa, Russia
V.A. Ignatkina – Prof., Dr. Sci., NUST MISIS, Moscow, Russia
B.B. Khina – Dr. Sci. (Phys.-Math.), The Physical-Technical Institute of NAS of Belarus, Minsk, Belarus
Yu.V. Konyukhov – Dr. Sci. (Eng.), NUST MISIS, Moscow, Russia
D.V. Louzguine – Prof., Dr. Sci., Tohoku University, Sendai, Japan
S.V. Mamyachenkov – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia
Z.A. Mansurov – Dr. Sci. (Chem.), Prof., Institute of Combustion Problems, Almaty, Kazakhstan
N.V. Nemchinova – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia
K.V. Nikitin – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Samara State Technical University, Samara, Russia
P.V. Polyakov – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia

E.S. Prusov – Cand. Sci. (Eng.), Vladimir State University, Vladimir, Russia
V.N. Rychkov – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia
D. Sadoway – Prof., Dr., Massachusetts Institute of Technology, Boston, USA
G.A. Salishchev – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Belgorod National Research University, Belgorod, Russia
D.V. Shtansky – Prof., Dr. Sci. (Phys.-Math.), NUST MISIS, Moscow, Russia
V.M. Sizyakov – Prof., Dr. Sci. (Eng.), Saint-Petersburg Mining University, St. Petersburg, Russia
Stjepan Srecko – Dr.-Ing. habil., RWTH Aachen University, Aachen, Germany
B.B. Straumal – Prof., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Institute of Solid State Physics of the RAS, Chernogolovka, Moscow region
O.Yu. Tkacheva – Dr. Sci. (Chem.), Institute of High Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the RAS, Ekaterinburg, Russia
M. Verhaege – Prof., Dr., University of Gent, Belgium
G.M. Vol'dman – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Russian Technological University (MITHT), Moscow, Russia
G. Xanthopoulos – Dr., National Center for Scientific Research "Demokritos", Agia Paraskevi, Attica, Greece
A.L. Yerokhin – Prof., Dr., University of Manchester, United Kingdom
Onuralp Yücel – Prof., Dr., Istanbul Technical University, Maslak, Istanbul, Turkey
Yu.P. Zaikov – Prof., Dr. Sci. (Chem.), Corresponding Member of the RAS, Institute of High Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the RAS, Ekaterinburg, Russia
R.Kh. Zalavutdinov – Cand. Sci. (Phys.-Math.), A.N. Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry of the RAS, Moscow, Russia
M. Zinigrad – Prof., Dr., Ariel University, Ariel, Israel
A.I. Zouboulis – Prof., Dr., Aristotle University of Thessaloniki, Greece

Editorial Staff

Address: NUST MISIS, 1 Bld, 4 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

Phone: +7 (495) 638-45-35

E-mail: izv.vuz@misis.ru

Certificate of registration No. 015842 (13.03.1997)

Re-registration PI No. ΦC77-79229 (25.09.2020)

Subscription: Ural-Press Agency

Leading Editor – A.A. Kudinova

Executive Editor – O.V. Sosnina

Layout Designer – E.A. Legkaya

Signed print 26.03.2026. Format 60×90 1/8.

Offset paper No. 1. Digital printing. Quires 10

Order 24442. Free price

Printed in the printing house of the MISIS Publish House

1 Bld, 4 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia. Phone/fax: +7 (499) 236-76-17



© NUST MISIS, Moscow, 2026

© Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy, 2026



Articles are available under Creative Commons Attribution Non-Commercial No Derivatives

Металлургия цветных металлов

- 5 Федораев И.И., Куракин Д.П., Квартальнов Д.В., Максимов С.В., Дмитриева Н.Е.
Кристаллическая структура предвыделений в состаренных ГЦК-кобальтовых сплавах, совместно легированных титаном, танталом и рением

Обработка металлов давлением

- 18 Песин А.М., Могильных А.Е., Бирюкова О.Д., Пустовойтов Д.О.
Концептуальный подход к управлению технологическими особенностями производства алюминиевого тонколистового проката с помощью кинематической асимметрии
- 30 Пилипенко С.В.
Распределение деформационных параметров вдоль зоны калибровки развертки калибра станков ХПТ
- 39 Никитина М.А., Песин А.М., Носов Л.В., Барышникова А.М.
Влияние асимметричной прокатки на алюминиевые сплавы 1580 и 1545K

Металловедение и термическая обработка

- 47 Трифонов В.Г.
Особенности формирования структуры сплава AL25 при горячей деформации
- 54 Агеев М.И., Пацера Е.И., Басков Ф.А., Хомутов М.Г., Логинов П.А., Лобова Т.А., Левашов Е.А.
Повышение прочности и пластичности многокомпонентных никелевых сплавов за счет оптимального легирования железом
- 69 Красанов И.В., Евстифеев А.Д., Алымов Н.Р., Шабунина С.С., Жилина М.А., Королева У.С., Степанов Н.Д., Юрченко Н.Ю.
Структура и свойства тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti–Nb–Zr, полученного в процессе прямого лазерного выращивания

Metallurgy of Non-Ferrous Metals

- 5 Fedorayev I.I., Kurakin D.P., Kvartalnov D.V., Maksimov S.V., Dmitrieva N.E.
Crystal structure of precipitates in aged FCC Co–Ti–Ta–Re alloys

Pressure Treatment of Metals

- 18 Pesin A.M., Mogilnykh A.E., Biryukova O.D., Pustovoytov D.O.
A conceptual approach to controlling the technological features of thin aluminum sheet production using kinematic asymmetry
- 30 Pilipenko S.V.
Distribution of deformation parameters along the sizing zone groove-pass profile in HPT mills
- 39 Nikitina M.A., Pesin A.M., Nosov L.V., Barishnikova A.M.
Effect of asymmetric rolling on 1580 and 1545K aluminum alloys

Physical Metallurgy and Heat Treatment

- 47 Trifonov V.G.
Structural evolution of AL25 alloy during hot deformation
- 54 Ageev M.I., Patsera E.I., Baskov F.A., Khomutov M.G., Loginov P.A., Lobova T.A., Levashov E.A.
Improving the strength and ductility of multicomponent nickel alloys by optimal iron alloying
- 69 Krasanov I.V., Evstifeev A.D., Alymov N.R., Shabunina S.S., Zhilina M.A., Koroleva U.S., Stepanov N.D., Yurchenko N.Yu.
Microstructure and mechanical properties of a refractory Ti–Nb–Zr complex concentrated alloy produced by laser-based directed energy deposition (DED-LB)

УДК 546.01

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-5-17>

Научная статья

Research article



Кристаллическая структура предвыделений в состаренных ГЦК-кобальтовых сплавах, совместно легированных титаном, танталом и рением

И.И. Федораев, Д.П. Куракин, Д.В. Квартальнов,
С.В. Максимов, Н.Е. Дмитриева

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова
Россия, 119991, г. Москва, Ленинские горы, 1

✉ Иван Игоревич Федораев (ioann.romei@yandex.ru)

Аннотация: Синтезированы 4 сплава четырехкомпонентной системы Co–Ti–Ta–Re в области существования ГЦК-кобальтового твердого раствора. Сплавы подвергали двухстадийной термической обработке: гомогенизация при $T = 1375$ К в течение 100 ч и последующее за ней старение при $T = 1200$ К продолжительностью 24 ч. После каждой из стадий термообработки сплавы изучали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА), рентгенофазового анализа (РФА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции электронов. Исследование всех образцов показало, что после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К и быстрой закалки образцов в воде, сопровождавшейся разрушением кварцевой ампулы (средняя скорость охлаждения ~ 10000 К/мин), зоны Гинье–Престона в их составе отсутствовали, — это связано с тем, что при выбранных составах ГЦК-кобальт является ненасыщенным по отношению и к танталу, и к титану. Обнаруженные наноразмерные частицы фазы γ' -Co₃(Ti,Ta) имеют увеличенные параметры элементарной ячейки. Это может свидетельствовать о высоком содержании в них рения, что поднимает вопросы о роли рения в формировании этих частиц. Также было установлено, что для некоторых составов характерно образование зародышей фаз Лавеса уже на начальных этапах распада ГЦК-кобальтового твердого раствора. Было обнаружено, что еще одним фактором, влияющим на выбор оптимального состава сплава, предназначенного для дисперсионного твердения, является наличие концентрационных областей, для которых характерен эвтектоидный распад при температурах старения. Таким образом, можно сделать вывод, что перспективной для разработки новых жаропрочных кобальтовых сплавов на основе четырехкомпонентной системы Co–Ti–Ta–Re является двухфазная область ($\gamma_{\text{Co}} + \gamma'$ -Co₃(Ti,Ta)), тогда как при работе в области с меньшим содержанием титана слишком малое содержание дисперсных частиц, риск образования фаз Лавеса и эвтектоидные участки препятствуют достижению заданных свойств.

Ключевые слова: кобальтовые суперсплавы, распад твердого раствора, термическая обработка сплавов, дисперсионное твердение, старение сплавов, упрочняющие фазы, зоны Гинье–Престона, фазы Лавеса, просвечивающая электронная микроскопия, дифракция электронов, электронограммы.

Благодарности: Работа выполнена в рамках госбюджетной темы «Фундаментальные основы создания металлических и композиционных материалов» (ЦИТИС: АААА-А21-121011590083-9).

Для цитирования: Федораев И.И., Куракин Д.П., Квартальнов Д.В., Максимов С.В., Дмитриева Н.Е. Кристаллическая структура предвыделений в состаренных ГЦК-кобальтовых сплавах, совместно легированных титаном, танталом и рением. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):5–17. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-5-17>

Crystal structure of precipitates in aged FCC Co–Ti–Ta–Re alloys

I.I. Fedorayev, D.P. Kurakin, D.V. Kvartalnov, S.V. Maksimov, N.E. Dmitrieva

Moscow State University named after M.V. Lomonosov

1 Leninskie Gory, Moscow 119991, Russia

✉ Ivan I. Fedorayev (ioann.romei@yandex.ru)

Abstract: Four alloys of the quaternary Co–Ti–Ta–Re system were synthesized within the compositional range of the FCC cobalt solid solution. The alloys were subjected to a two-stage heat treatment comprising homogenization at 1375 K for 100 h followed by aging at 1200 K for 24 h. After each heat-treatment stage, the alloys were examined by scanning electron microscopy (SEM), electron probe microanalysis (EPMA), X-ray diffraction (XRD), transmission electron microscopy (TEM), and electron diffraction. It was found that after homogenizing annealing at 1375 K followed by rapid water quenching accompanied by fracture of the quartz ampoule (average cooling rate ~ 10000 K/min), no Guinier–Preston zones formed. This is attributed to the fact that, at the selected compositions, FCC cobalt is unsaturated with respect to both tantalum and titanium. The detected nanoscale particles of the γ' -Co₃(Ti,Ta) phase exhibited enlarged unit-cell parameters. This may indicate a high rhenium content in these particles, raising questions about the role of rhenium in their formation. It was also established that, for some compositions, nuclei of Laves phases may form already at the initial stages of decomposition of the FCC cobalt solid solution. Another factor affecting the selection of the optimum alloy composition for precipitation hardening is the presence of compositional regions prone to eutectoid decomposition at aging temperatures. Thus, the (γ_{Co} + γ' -Co₃(Ti,Ta)) two-phase region appears to be the most promising for the development of new heat-resistant cobalt alloys based on the quaternary Co–Ti–Ta–Re system, whereas in regions with lower titanium content, the excessively low fraction of dispersed particles, the risk of Laves phase formation, and the presence of eutectoid regions hinder attainment of the required properties.

Key words: cobalt superalloys, solid-solution decomposition, heat treatment of alloys, precipitation hardening, aging of alloys, strengthening phases, Guinier–Preston zones, Laves phases, transmission electron microscopy, electron diffraction, electron diffraction patterns.

Acknowledgements: The study was conducted under the state assignment of Lomonosov Moscow State University “Fundamentals of the development of metallic and composite materials”, project No. AAAA-A21-121011590083-9.

For citation: Fedorayev I.I., Kurakin D.P., Kvartalnov D.V., Maksimov S.V., Dmitrieva N.E. Crystal structure of precipitates in aged FCC Co–Ti–Ta–Re alloys. *Izvestia. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):5–17. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-5-17>

Введение

Разработка новых суперсплавов на кобальтовой основе представляется важной задачей для нужд современной авиакосмической промышленности. Замена никеля на кобальт позволит повысить максимальную температуру эксплуатации компонентов газотурбинных и реактивных двигателей минимум на 40 °С [1; 2]. Также более низкая энергия дефекта упаковки кобальта может быть полезна для снижения скорости двойного поперечного скольжения, более высокой частоты образования препятствий для движения дислокаций и, следовательно, получения более высоких характеристик ползучести [3]. К достоинствам кобальтовых суперсплавов следует отнести также более низкие коэффициенты диффузии легирующих компонентов, прежде всего рения [4]. Однако для достижения этих преимуществ

необходимо создание научно-обоснованной системы легирования, рассчитанной именно на кобальтовые сплавы, дисперсно упрочненные наноразмерными частицами интерметаллических упрочняющих фаз.

Во всех направлениях работ по указанной теме, имеющихся к настоящему времени, был выявлен ряд трудностей, и на данный момент отсутствует однозначное решение, которое могло бы закрыть вопрос об оптимальных химическом и фазовом составах высокотемпературных кобальтовых суперсплавов. Наиболее сложной проблемой остаются поиск и модификация стабильных фаз с кристаллической структурой $L1_2$ (структурный тип Cu₃Au), т.е. являющихся когерентными ГЦК-кобальтовому твердому раствору [2; 5–7]. К настоящему времени большая часть исследований по

данной теме посвящена тройной фазе $\text{Co}_3(\text{Al,W})$, однако ввиду того, что она имеет узкий интервал концентрационной и термической стабильности, ее практическое применение ограничено [2; 8–10].

Ранее, в работе [6], в качестве упрочняющей была предложена метастабильная фаза Co_3Ta со структурой D0_{19} (структурный тип Mg_3Cd), когерентная гексагональной модификации кобальтового твердого раствора, который, в свою очередь, стабилизируется при введении в сплав ~6÷9 ат. % рения. Однако при длительном воздействии температур, близких к предполагаемым температурам эксплуатации данного класса материалов (~900÷1150 °C), на границах зерен кобальтовой матрицы формируются зародыши стабильных фаз Лавеса, разрастание которых приводит к разрушению сетчатой микроструктуры нановыделений фазы Co_3Ta [6]. Еще одним препятствием для применения сплавов такого состава является низкая растворимость тантала в кобальте в присутствии 12–25 ат. % хрома, незаменимого компонента для обеспечения жаростойкости кобальтовых суперсплавов [11]. Хотя в работе [12] были предприняты успешные попытки поверхностного легирования кобальт-ниобий-ренийевых и кобальт-тантал-ренийевых сплавов на основе ГЦК-кобальта, суще-

ственной проблемой остается образование хрупкой σ -фазы.

Допустимой альтернативой является выбор упрочняющей фазы γ' - Co_3Ti , имеющей кристаллическую структуру L1_2 и когерентной ГЦК-кобальтовому твердому раствору [13]. Проблемы, которые необходимо решить для ее эффективного использования, следующие: сильное несоответствие параметров элементарной ячейки γ/γ' , ведущее к огрубению наночастиц этой фазы, и малая объемная доля ее выделений [5]. Первая из обозначенных трудностей решается введением рения в систему легирования кобальтовых суперсплавов, поскольку в структуре γ' - Co_3Ti атомы рения замещают позиции большего по радиусу титана [5; 14; 15].

Увеличение объемной доли частиц γ' - Co_3Ti в состаренном сплаве может быть достигнуто введением тантала, поскольку тантал хорошо растворяется в этом интерметаллическом соединении. Вместе с тем легирование кобальта танталом снижает растворимость в нем титана, что может также приводить и к обратному эффекту [16; 17]. Достаточно применить правило рычага к гипотетическим составам на границе ГЦК-кобальтового раствора при температуре 1100 °C, чтобы убедиться в справедливости такого предположения (рис. 1). Однако

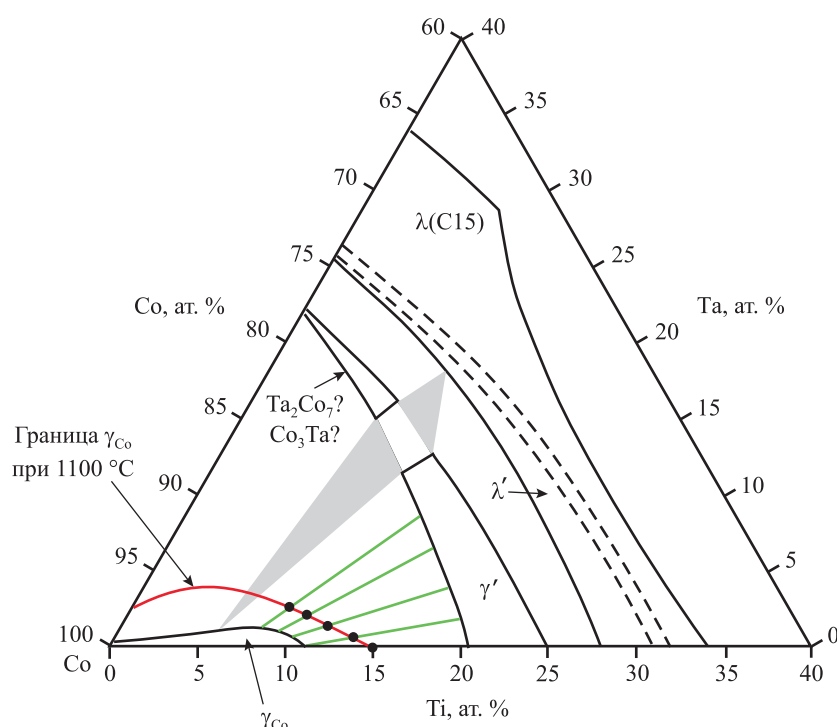


Рис. 1. Изотермическое сечение системы Co–Ti–Ta при $T = 1200$ K в области с содержанием кобальта выше 60 ат. % [16; 17]

Fig. 1. The isothermal section of the Co–Ti–Ta system at $T = 1200$ K in the region with a cobalt content above 60 at. % [16; 17]

возможен и такой вариант, что в пересыщенной и титаном, и танталом γ -фазе будет происходить одновременное формирование частиц со структурами $L1_2$ и $D0_{19}$, суммарная объемная доля которых будет способствовать получению сплавом необходимых прочностных свойств.

В работе [7] было исследовано старение четырехкомпонентных сплавов, содержащих в своем составе титан, тантал и рений. Было установлено, что распад пересыщенного ГЦК-кобальтового твердого раствора, содержащего ~4 ат. % Re, ~2 ат. % Ta и ~5 ат. % Ti, происходит с образованием незначительного количества частиц пластинчатой морфологии со структурой $D0_{19}$, тогда как повышение содержания титана до 8 ат. % приводит к формированию нановыделений γ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$. Вероятно, фаза γ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ образуется в том случае, когда состав сплава при температуре старения оказывается в двухфазной области ($\gamma_{\text{Co}} + \gamma'$ - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$), т.е. в тех условиях, когда фаза со структурой $L1_2$ термодинамически стабильна. На рис. 2 представлена модель поверхности γ_{Co} -твердого раствора в четырехкомпонентной системе Co—Ti—Ta—Re при $T = 1375$ К, построенная с использованием данных о фазовых равновесиях в трехкомпонентных системах Co—Ti—Re [15], Co—Ti—Ta [17], Co—Ta—Re [18], а также в четырехкомпонентных сплавах [7; 19].

Описанный в работах [7; 20] мартенситный переход $L1_2 \rightarrow D0_{19}$ может быть использован для поиска путей применения фазы ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ в качестве упрочняющей, так как данная фаза когерентна ГПУ-кобальтовому твердому раствору, который стабилизируется при добавлении рения. Синхронный мартенситный переход и матрицы, и когерентной ей фазы из кубической структуры в гексагональную [7] способствует локальному сохранению размеров и формы нанопреципитатов, тогда как ранее структура $D0_{19}$ рассматривалась как нежелательная из-за огрубения ее частиц и пластинчатой морфологии [20]. Помимо данного способа образования, фаза ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ может выделяться непосредственно из ГПУ-кобальтового твердого раствора: $\gamma_{\text{Co}} \rightarrow \epsilon_{(\text{Co}, \text{Re})} \rightarrow \epsilon'$ - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ [21] или при разрушении фазы Лавеса λ' (твердый раствор на основе $\text{Co}_{2,25}\text{Ti}_{0,75}$) при температурах старения в присутствии титана [7]. Во всех трех случаях морфология частиц ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ будет различной. Из этого следует, что для понимания возможности использования того или иного состава для получения новых жаропрочных кобальтовых сплавов важно понимать механизмы образования наночастиц упрочняющих фаз.

Поэтому цель настоящей работы — изучение кристаллической структуры предвыделений на ранних стадиях распада сплавов на основе

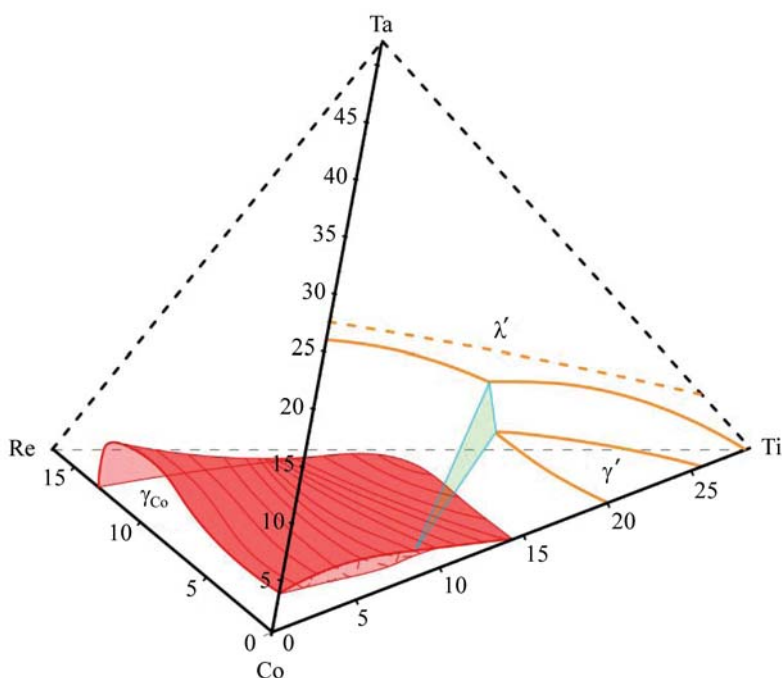


Рис. 2. Модель границы γ_{Co} -твердого раствора в системе Co—Ti—Ta—Re [19]

Fig. 2. The model of the boundary of the γ' -Co solid solution in the Co—Ti—Ta—Re system [19]

ГЦК-кобальта, легированных титаном, танталом и рением, а также уточнение их влияния на ход дальнейших твердофазных реакций.

Методика исследований

Синтез образцов осуществляли из исходных индивидуальных компонентов высокой чистоты: кобальт электролитический (99,99 мас. %), титан (99,9 мас. %), тантал (99,8 мас. %), рений (99,95 мас. %). Сплавы готовили в электродуговой печи в атмосфере аргона (99,9999 %) с 6-кратным переплавом, используя циркониевый геттер. Термическую обработку (ТО) образцов проводили в вакуумированных кварцевых ампулах в две стадии: гомогенизирующий отжиг при $T = 1375$ К в течение 100 ч и старение при $T = 1200$ К продолжительностью 24 ч. Давление в ампулах при запайке составляло менее $5 \cdot 10^{-2}$ Па. После каждой стадии ТО сплавы закаливали в воде с разрушением ампулы (средняя скорость охлаждения образцов составляла $\sim 10\,000$ К/мин).

После каждой стадии ТО образцы исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА), рентгенофазового анализа (РФА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции электронов. Пробоподготовка включала в себя получение обоймы сплавов, заполненной эпоксидной смолой, ее дальнейшую шлифовку на оборудовании MECAPOL и полировку на алмазных пастах. После полировки сплавы промывали этанолом в ультразвуковой ванне. СЭМ и ЭЗМА проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO EVO 50 XVP (Carl Zeiss, Германия), оснащенный энергодисперсионным анализатором «Inca Energy 350» (Oxford Instruments, Великобритания). Микроструктуру сплавов изучали с помощью детектора QBSD при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Порошковую рентгеновскую дифракцию (РФА) осуществляли при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-4 (НПП «Буревестник», Россия): CuK_α -излучение, $\lambda = 1,5418$ Å, графитовый монохроматор, геометрия на отражение, диапазон углов $10^\circ < 2\theta < 90^\circ$, шаг $0,05^\circ$, время счета — 10 с на точку. Идентификацию фаз и расчет параметров элементарной ячейки проводили с помощью программного обеспечения STOE Winxpro [22].

Порошки сплавов также исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM 2100 F-Cs (Jeol, Япо-

ния), оснащенном анализатором спектра потерь энергии электронов и корректором сферической аберрации в режиме пропускания. Методика подготовки образцов включала приготовление порошков сплавов, диспергирование порошкообразного образца (1 мг) в воде под действием ультразвука в течение 15 мин для получения суспензии. Затем каплю суспензии наносили на медную сетку, предварительно покрытую слоем поливинилформала.

Порошки для РФА и ПЭМ готовили с помощью алмазного напильника и измельчали до тонкодисперсного состояния в агатовой ступке.

Результаты и их обсуждение

В ходе работы были синтезированы 4 однофазных сплава, принадлежащих к области существования ГЦК-кобальтового твердого раствора при $T = 1375$ К. Данные о концентрации компонентов в сплавах и параметрах элементарной ячейки фазы γ_{Co} после гомогенизирующего отжига представлены в табл. 1.

Сплавы 1 и 2 (см. табл. 1) содержат ~ 2 ат. % Ti и ~ 3 ат. % Ta и различаются содержанием рения. Изучение процесса старения этих двух сплавов призвано помочь определить минимальное содержание в сплаве титана, при котором он способствует разрушению частиц фаз Лавеса, сформировавшихся при более высоких температурах, как это было описано в работе [7].

Сплавы 3 и 4 (см. табл. 1), в свою очередь, благодаря составам, близким к области трехфазного равновесия ($\gamma_{\text{Co}} + \gamma' - \text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta}) + \lambda'$), позволяют установить границу двухфазной области ($\gamma_{\text{Co}} + \gamma' - \text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$), пригодной для выбора составов дисперсионно упрочненных сплавов.

При анализе сплавов 1 и 2 методами ПЭМ и дифракции электронов было установлено, что образования зон Гинье—Престона (наночастицы ГЦК-Ta) при выбранной средней скорости закалки образцов ($\sim 10\,000$ К/мин) не происходит. Это согласуется с данными работы [6], в которой предвыделения такого типа начинали формироваться при более медленном охлаждении гомогенизированных образцов (~ 1000 К/мин), и работы [7] для образцов с содержанием титана ~ 5 ат. %. При этом в сплаве 1 помимо частиц γ_{Co} -фазы и $\varepsilon_{(\text{Co}, \text{Re})}$ -участков (атмосферы Сузуки) были обнаружены сверхтонкие пластинки (рис. 3), электронограммы с которых позволяют сделать вывод, что они принадлежат фазе $\varepsilon' - \text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$. Анализ

Таблица 1. Концентрация элементов и фазовый состав в четырехкомпонентных сплавах Co–Ti–Ta–Re после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К в течение 100 ч

Table 1. Element concentrations and phase composition of quaternary Co–Ti–Ta–Re alloys after homogenizing annealing at $T = 1375$ K for 100 h

Сплав	Концентрация элементов в сплаве, ат. %				Фазовый состав	Концентрация элементов в фазах, ат. %				Структурный тип	Параметры элементарной ячейки, нм	
	Co	Ti	Ta	Re		Co	Ti	Ta	Re		<i>a</i>	<i>c</i>
1	91,0	1,9	3,0	4,1	γ_{Co}	91,0	1,9	3,0	4,1	Cu, № 225	0,3549(4)	—
2	88,1	1,8	2,9	7,2	γ_{Co}	88,1	1,8	2,9	7,2	Cu, № 225	0,3551(3)	—
3	87,3	6,1	1,9	4,7	γ_{Co}	87,3	6,1	1,9	4,7	Cu, № 225	0,3563(2)	—
4	85,6	7,7	1,9	4,8	γ_{Co}	85,6	7,7	1,9	4,8	Cu, № 225	0,3571(3)	—

Примечание. В скобках указана ошибка в последнем знаке (абсолютная погрешность).

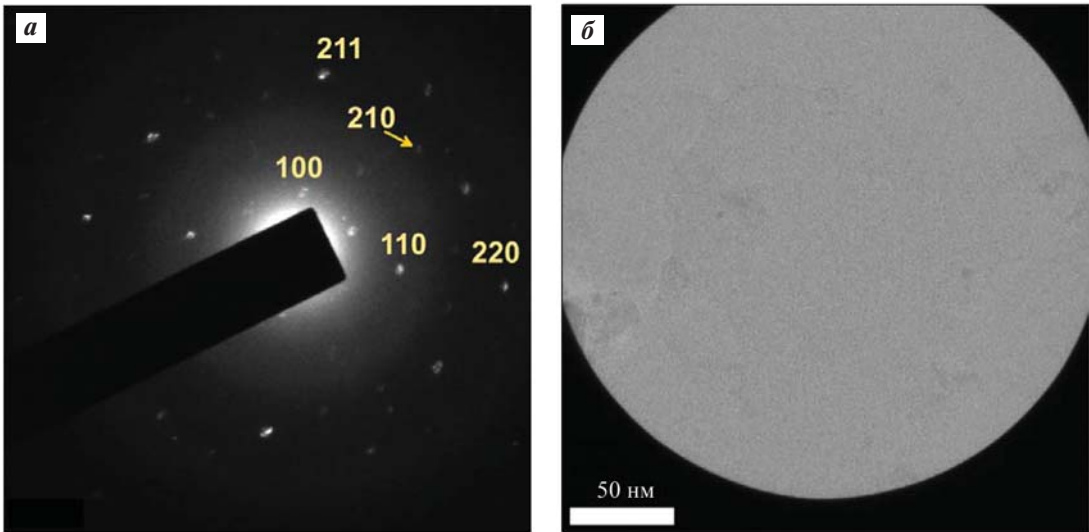


Рис. 3. Пластика фазы ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$ в сплаве 1 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К
a – электронограмма; *б* – снимок в светлом поле

Fig. 3. The ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$ phase plate in alloy 1 after homogenizing annealing at $T = 1375$ K
a – electron diffraction pattern; *б* – bright field image

межплоскостных расстояний (табл. 2) позволяет предположить, что в данных частицах имеется повышенное содержание рения (по предварительным оценкам, >30 ат. %), что является возможным благодаря введению в сплав титана [7]. По всей видимости, формирование этих частиц происходило на основе когерентной им атмосферы Сузуки: $\gamma_{\text{Co}} \rightarrow \epsilon_{(\text{Co,Re})} \rightarrow \epsilon'$.

При проведении анализа порошка сплава 2 методом ПЭМ и дифракции электронов (рис. 4) после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К были обнаружены зародыши фазы Лавеса λ' (структур-

ный тип MgNi_2), которая находится в равновесии с γ_{Co} -фазой при данной температуре. Формирование не метастабильной фазы ϵ' , а стабильной λ' в сплаве, отличающемся на 3 ат. % рения, по всей видимости, связано с нарушением когерентности матрицы с ϵ' -фазой при изменении параметров элементарной ячейки как γ_{Co} -фазы, так и участков с ГПУ-укладкой в ее составе [23]. Межплоскостные расстояния и рассчитанные параметры элементарной ячейки в зародышах зерен фазы Лавеса λ' в сплаве 2 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К приведены в табл. 3.

Таблица 2. Межплоскостные расстояния в пластинке фазы ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ в сплаве 2 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375 \text{ K}$

Table 2. The lattice spacings in the ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$ phase platelet in alloy 2 after homogenizing annealing at $T = 1375 \text{ K}$

Индексы Миллера hkl	Рассчитанные межплоскостные расстояния (d_{hkl}), нм	
	Экспериментальные	Для элементарной ячейки λ' -фазы с параметрами: $a = 0,530 \text{ нм}$, $c = 0,415 \text{ нм}$
100	0,459(2)	0,4589
110	0,265(4)	0,2650
210	0,176(4)	0,1735
211	0,159(2)	0,1598
220	0,137(5)	0,1330

Примечание. В скобках указана ошибка в последнем знаке (абсолютная погрешность).

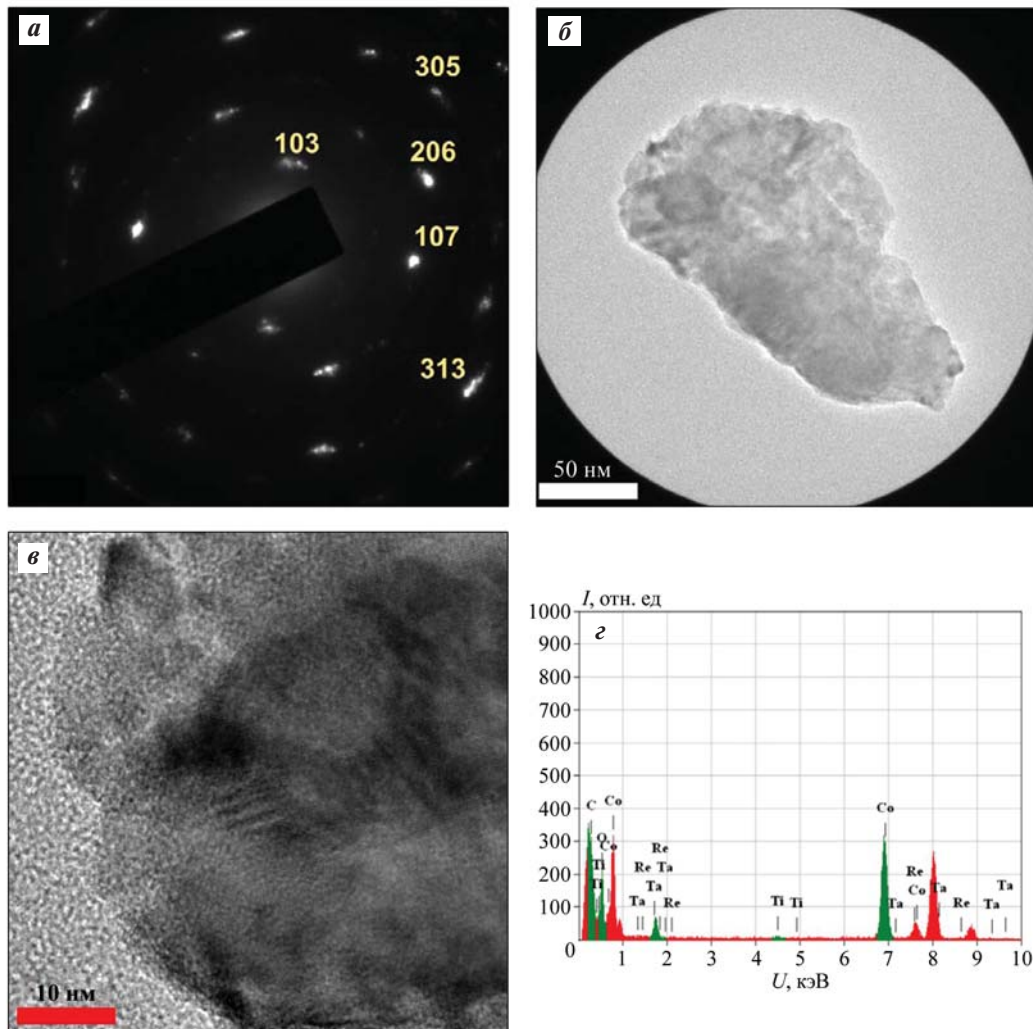


Рис. 4. Частица фазы Лавеса λ' в сплаве 2 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375 \text{ K}$

a – электронограмма; b, v – микроструктура; z – спектр EDX

Fig. 4. The particle of the λ' Laves phase in alloy 2 after homogenizing annealing at $T = 1375 \text{ K}$

a – electron diffraction pattern; b, v – microstructure; z – EDX spectrum

В составе сплавов 3 и 4, составы которых находятся близко к трехфазному равновесию (γ_{Co} + γ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$ + ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$), зон Гинье—Престона также не наблюдалось, в отличие от аналогичного сплава из работы [7], содержащего ~8 ат. % Ti. Хотя методом ПЭМ были обнаружены многочисленные кристаллиты (рис. 5) очень малых размеров (менее 5 нм), которые могли бы принадлежать

этой разновидности предвыделений, установить их кристаллическую структуру с помощью методов, использованных в работе, не представлялось возможным (даже в случае применения преобразования Фурье). Единственные наноразмерные частицы, являющиеся результатом начального этапа распада γ_{Co} -кобальтового раствора, присутствующие в исследованных порошках сплавов 3

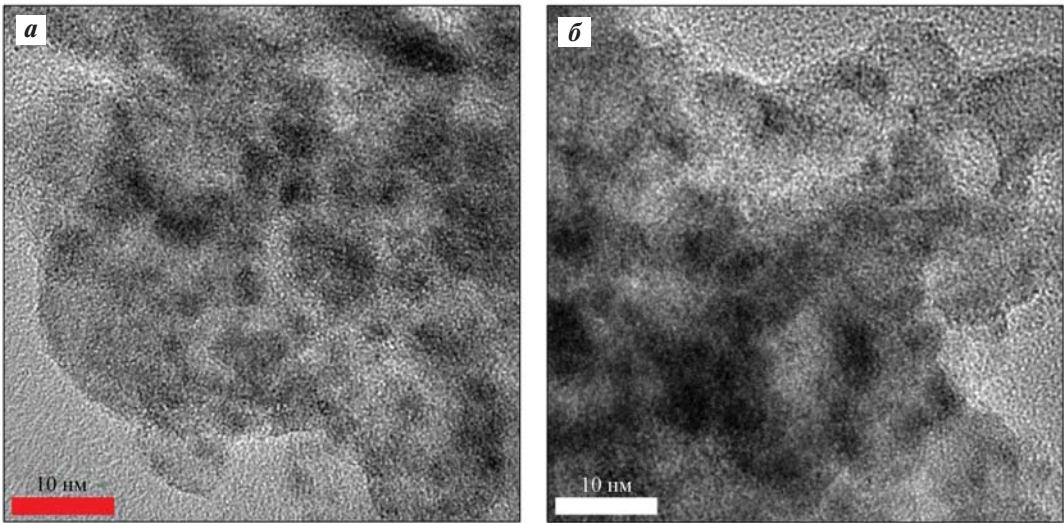


Рис. 5. Нанокристаллиты в составе порошка сплава 3, потенциально являющиеся зонами Гинье—Престона
Fig. 5. Nanocrystallites in the powder of alloy 3, potentially representing Guinier—Preston zones

Таблица 3. Межплоскостные расстояния в зародышах зерен фазы Лавеса λ' в сплаве 2 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ K
Table 3. The lattice spacings in nuclei of λ' Laves phase grains in alloy 2 after homogenizing annealing at $T = 1375$ K

Индексы Миллера hkl	Рассчитанные межплоскостные расстояния d_{hkl} , нм	
	Экспериментальные	Для элементарной ячейки λ' -фазы с параметрами: $a = 0,4890$ нм, $c = 1,5570$ нм
103	0,333(6)	0,3281
107	0,197(2)	0,1969
206	0,166(2)	0,1641
305	0,128(2)	0,1286
313	0,114(2)	0,1124
Примечание. В скобках указана ошибка в последнем знаке (абсолютная погрешность).		

Таблица 4. Межплоскостные расстояния в пластинке фазы ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$ в сплаве 4 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ K
Table 4. The lattice spacings in the ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$ phase platelet in alloy 4 after homogenizing annealing at $T = 1375$ K

Индексы Миллера hkl	Рассчитанные межплоскостные расстояния d_{hkl} , нм	
	Экспериментальные	Для элементарной ячейки фазы ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti,Ta})$ с параметрами: $a = 0,5487$ нм, $c = 0,4410$ нм
100	0,475(1)	0,4752
110	0,28(1)	0,2744
200	0,233(6)	0,2376
210	0,178(2)	0,1796
202	0,163(4)	0,1616
220	0,139(4)	0,1372
222	0,118(3)	0,1165
302	0,128(2)	0,1286
Примечание. В скобках указана ошибка в последнем знаке (абсолютная погрешность).		

и 4, — это пластинки фазы ϵ' -Co₃(Ti,Ta) с высоким содержанием в них рения (рис. 6).

Сравнение экспериментально полученных и рассчитанных межплоскостных расстояний в пластинке фазы ϵ' -Co₃(Ti,Ta) в сплаве 4 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К представлено в табл. 4.

Фазовый состав сплавов 1–4, концентрации компонентов в фазах, а также параметры элементарной ячейки γ_{Co} -матрицы после второй стадии термической обработки (старение при $T = 1200$ К в течение 48 ч) приведены в табл. 5.

Микроструктуры состаренных при $T = 1200$ К сплавов 1–4 представлены на рис. 7. Параметры

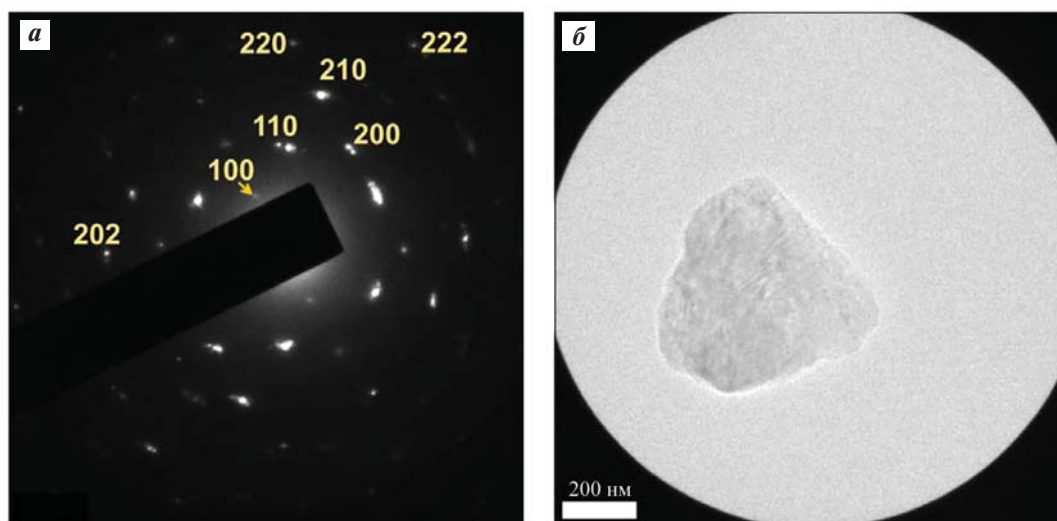


Рис. 6. Пластинка фазы ϵ' -Co₃(Ti,Ta) в сплаве 1 после гомогенизирующего отжига при $T = 1375$ К

a — электронограмма; *б* — снимок в светлом поле

Fig. 6. The ϵ' -Co₃(Ti,Ta) phase plate in alloy 1 after homogenizing annealing at $T = 1375$ K

a — electron diffraction pattern; *б* — bright field image

Таблица 5. Концентрация элементов и фазовый состав в четырехкомпонентных сплавах Co–Ti–Ta–Re после старения при $T = 1200$ К в течение 24 ч

Table 5. Element concentrations and phase composition of quaternary Co–Ti–Ta–Re alloys after aging at $T = 1200$ K for 24 h

Сплав	Концентрация элементов в сплаве, ат. %				Фазовый состав	Концентрация элементов в фазах, ат. %				Структурный тип	Параметры элементарной ячейки, нм	
	Co	Ti	Ta	Re		Co	Ti	Ta	Re		<i>a</i>	<i>c</i>
1	91,0	1,9	3,0	4,1	γ _{Co}	90,7	1,8	2,8	4,7	Cu, № 225	0,3541(2)	—
					ε′	72,1	2,6	21,4	3,9	Mg ₃ Cd, № 194	—	—
2	88,1	1,8	2,9	7,2	γ _{Co}	88,6	1,7	2,7	7,0	Cu, № 225	0,3548(1)	—
					λ′	74,7	1,6	15,1	8,6	MgNi ₂ , № 194	—	—
3	87,3	6,1	1,9	4,7	γ _{Co}	88,9	5,3	1,5	4,3	Cu, № 225	0,3552(1)	—
					ε′	75,5	11,3	7,6	5,6	Mg ₃ Cd, № 194	—	—
4	85,6	7,7	1,9	4,8	γ _{Co}	88,1	6,5	0,9	4,5	Cu, № 225	0,3555(4)	—
					ε′	77,0	11,8	5,7	5,5	Mg ₃ Cd, № 194	—	—
Примечание. В скобках указана ошибка в последнем знаке (абсолютная погрешность).												

элементарной ячейки фаз на границах зерен и в толще кобальтовой матрицы, ввиду их очень малых размеров, не были определены методом РФА (табл. 5). Согласно данным электронографии, эти

частицы представляют собой пластинки фазы ϵ' - $\text{Co}_3(\text{Ti}, \text{Ta})$, а в составе состаренного сплава 2 присутствуют также зерна фазы Лавеса (рис. 7, в, г). Особенностью микроструктуры сплава 4 (рис. 7, ж)

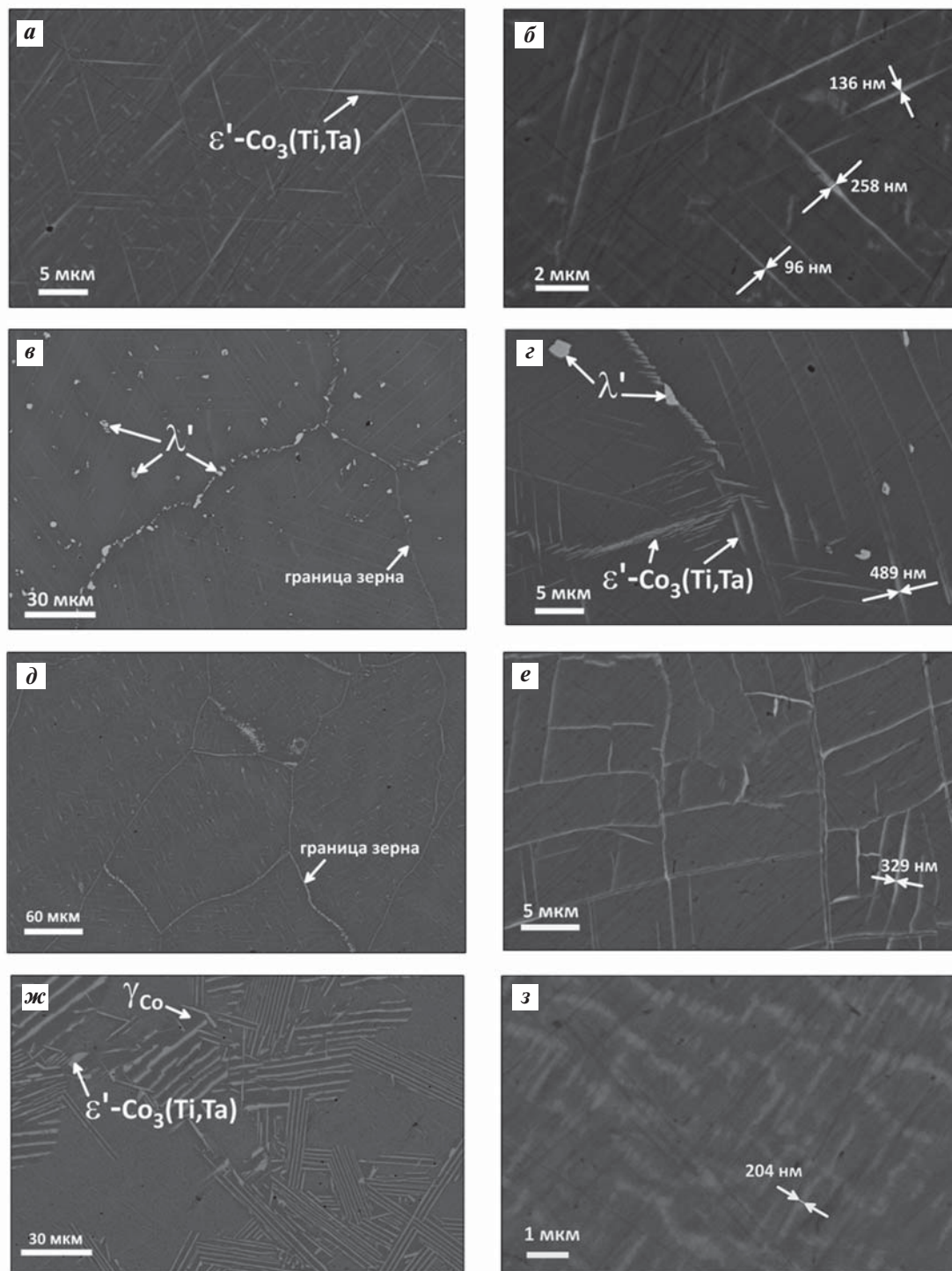


Рис. 7. Микроструктура состаренных сплавов 1–4 (см. табл. 5)

а, б – сплав 1; в, г – 2; д, е – 3; ж, з – 4

Fig. 7. The microstructure of aged alloys 1–4 (Table 5)

а, б – alloy 1; в, г – 2; д, е – 3; ж, з – 4

является наличие обширных областей, свидетельствующих о протекании в них преимущественно эвтектоидного распада и имеющих состав, ат. %: 85,6 Co, 7,8 Ti, 1,8 Ta, 4,8 Re. Помимо этого, выделения фазы ϵ' -Co₃(Ti,Ta) в сплаве 4 наиболее близки к кубической форме, что может свидетельствовать о первичном формировании частиц упрочняющей фазы γ' -Co₃(Ti,Ta) со структурой L1₂ при старении данного образца.

Заключение

В ходе исследования процессов старения синтезированных в настоящей работе сплавов было установлено, что уже на начальных этапах распада ГЦК-кобальтового твердого раствора в отдельных образцах возможно образование зародышей фаз Лавеса. Вероятно, это связано с равновесиями γ Co-фазы в четверной области и зависит от электронной плотности кристалла [24; 25]. Общей стадией на начальных этапах старения всех образцов было формирование наночастиц фазы ϵ' -Co₃(Ti,Ta) с увеличенными параметрами элементарной ячейки, что может указывать на высокое содержание в них рения и требует детального изучения вклада этого компонента в процесс формирования предвыделений. В частности, это может быть связано с образованием рением направленных связей, о чем ранее сообщалось в работах [4; 26]. Помимо этого, одним из факторов, влияющих на выбор состава сплава, предназначенного для дисперсионного твердения, является наличие областей составов, для которых характерен эвтектоидный распад при температурах старения (в настоящей работе — $T = 1200 \pm 5$ К). Таким образом, в четырехкомпонентной системе Co–Ti–Ta–Re наиболее перспективной для разработки новых жаропрочных кобальтовых материалов является двухфазная область γ Co + γ' -Co₃(Ti,Ta)).

Литература/References

1. Reed R.C. The superalloys: fundamentals and applications. Cambridge University Press, 2006. 372 p.
2. Zenk C.H., Povstugar I., Li R., Rinaldi F., Neumeier S., Raabe D., Göken M. A novel type of Co–Ti–Cr-base γ/γ' superalloys with low mass density. *Acta Materialia*. 2017;135:244–251.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.024>
3. Pollock T.M. Alloy design for aircraft engines. *Nature Materials*. 2016;15:809–815.
<https://doi.org/10.1038/nmat4709>
4. Neumeier S., Rehman H.U., Neuner J., Zenk C.H., Michel S., Schuwalow S., Rogal J., Drautz R., Göken M. Diffusion of solutes in fcc Cobalt investigated by diffusion couples and first principles kinetic Monte Carlo. *Acta Materialia*. 2016;106:304–312.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.028>
5. Li L., Wang C., Chen Y., Yang S., Yang M., Zhang J., Lu Y., Han J., Liu X. Effect of Re on microstructure and mechanical properties of γ/γ' Co–Ti-based superalloys. *Intermetallics*. 2019;115:106612.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106612>
6. Fedorayev I.I., Kerimov E.Yu., Leonov A.V., Philippova S.E., Maksimov S.V., Kalmykov K.B., Slyusarenko E.M. Influence of rhenium on the hardness, structure and phase composition of the cobalt-niobium and cobalt-tantalum alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2024;121:106630.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.106630>
7. Fedorayev I.I., Chernichenko N.M., Knotko A.V., Maksimov S.V., Leonov A.V., Dmitrieva N.E., Kazakova E.F. Evolution of Co₃(Ti,Ta) nanoprecipitates obtained by decomposition of a supersaturated fcc-cobalt solid solution in the presence of rhenium. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2025;132:107241.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2025.107241>
8. Miura S., Ohkubo K., Mohri T. Mechanical properties of Co-based L1₂ intermetallic compound Co₃(Al,W). *Materials Transactions*. 2007; 48(9):2403–2408.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.MAW200734>
9. Suzuki A., Pollock T.M. High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co–Al–W-base alloys. *Acta Materialia*. 2008;56(6):1288–1297.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.014>
10. Wang L., Oehring M., Li Y., Song L., Liu Y., Stark A., Lorenz U., Pyczak F. Microstructure, phase stability and element partitioning of γ - γ' Co–9Al–9W–2X alloys in different annealing conditions. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;787:594–605.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.01.289>
11. Zhao C.C., Yang S.Y., Liu X.J., Wang C.P. Experimental determination of the phase equilibria in the Co–Cr–Ta ternary system. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;608:118–125.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.04.029>
12. Федораев И.И., Бахратов Л.И., Дмитриева Н.Е. Восстановление окисленной поверхности кобальт-ренийевых сплавов хромом из газовой фазы. *Вестник Московского университета. Серия 2. Химия*. 2025; 66(1):60–66.
<https://doi.org/10.55959/MSU0579-9384-2-2025-66-1-61-67>

- Fedorayev I.I., Bakhratov L.I., Dmitrieva N.E. The reduction of the oxidized surface of cobalt-rhenium alloys with chromium from the gas phase. *Moscow University Chemistry Bulletin*. 2025;80(1):25–29. <https://doi.org/10.3103/S0027131424700500>
13. Ruan J.J., Wang C.P., Zhao C.C., Yang S.Y., Yang T., Liu X.J. Experimental investigation of phase equilibria and microstructure in the Co–Ti–V ternary system. *Intermetallics*. 2014;49:121–131. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.01.011>
14. Slater atomic-ionic radius. The elements handbook. KnowledgeDoor. 2026. URL: https://www.knowledgedoor.com/2/elements_handbook/slater_atomicionic_radius.html (accessed on 26.01.2026).
15. Li L.L., Wang C.P., Yang S.Y., Han J.J., Lu Y., Zhang J.B., Liu X.J. Phase equilibria in Co–Ti–Re ternary system. *Rare Metals*. 2023;42:2736–2746. <https://doi.org/10.1007/s12598-023-02266-4>
16. Xu H., Xiong X., Du Y., Wang P., Hu B., He Y. Phase equilibria of the Co–Ta–Ti system at 950 °C. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;485(1–2):249–254. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.037>
17. Jiang M., Saren G., Yang S., Li H., Hao S. Phase equilibria in Co-rich region of Co–Ti–Ta system. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011;21(11):2391–2395. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)61025-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61025-X)
18. Fedorayev I.I., Kerimov E.Yu., Sulyanov S.N., Leonov A.V., Slyusarenko E.M. Isothermal sections of the Co–Re–Ta phase diagram at 1200 and 1375 K. *Calphad*. 2019;65:244–259. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2019.03.007>
19. Квартальнов Д.В., Максимов С.В., Дмитриева Н.Е., Федораев И.И. Фазовые равновесия в четырехкомпонентной системе Co–Ti–Ta–Re с участием ГЦК-кобальтового твердого раствора. В сб.: *Термодинамика и материаловедение: Тезисы докладов XVI симпозиума с международным участием* (Санкт-Петербург, 30 июня — 4 июля 2025 г.). СПб.: ЛЭТИ, 2025. С. 62–62.
20. Karpstein N., Laplanche G., Saksena A., Zehl R., Bezdold A., Horst O.M., Bürger D., Kostka A., Zenk C.H., Neumeier S., Gault B., Ludwig A., Fries S.G., Spiecker E. Microscopic mechanism of the L1₂–D0₁₉ phase transformation in a Co-base single crystal superalloy. *Acta Materialia*. 2025;282:120416. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120416>
21. Carvalho P.A., Bronsveld P.M., Kooi B.J., De Hosson J.T.M. On the fcc→D0₁₉ transformation in Co–W alloys. *Acta Materialia*. 2002;50(18):4511–4526. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00269-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00269-0)
22. STOE WinXpov, Program package for the operation of powder diffractometers and analysis of powder diffractograms, Version 2.20, 2024.
23. Verma S.K., Pramanik A., Jyothsna K., Vamsi K.V., Karthikeyan S. Phase transformation temperatures, γ – γ' lattice parameter misfit, and γ' precipitate morphology in Co–Ti–V alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2022;53(11):4011–4022. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06806-y>
24. Firstov S.A., Gorban' V.F., Krapivka N.A., Karpets M.V., Pechkovskii E.P. Effect of electron density on phase composition of high-entropy equiatomic alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016;54(9):607–613. <https://doi.org/10.1007/s11106-016-9754-7>
25. Hammerschmidt T., Ladines A.N., Koßmann J., Drautz R. Crystal-structure analysis with moments of the density-of-states: application to intermetallic topologically close-packed phases. *Crystals*. 2016;6(2):18. <https://doi.org/10.3390/cryst6020018>
26. Шеин Е.А. Тенденции в области легирования и микролегирования жаропрочных монокристаллических сплавов на основе никеля (обзор). *Труды ВИАМ*. 2016;39(3):8–20. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-3-2-2>
- Shein E.A. Trends in alloying and microalloying of heat-resistant single-crystal nickel-based alloys (review). *Trudy of VIAM*. 2016;39(3):8–20. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-3-2-2>

Информация об авторах

Иван Игоревич Федораев — к.х.н., ст. науч. сотрудник науч.- исследовательской лаборатории химии неорганических композиционных материалов химического факультета Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова (МГУ).

<https://orcid.org/0000-0002-3223-0690>

E-mail: ioann.romei@yandex.ru

Дмитрий Петрович Куракин — студент 3 курса химического факультета МГУ.

<https://orcid.org/0009-0004-9617-8950>

E-mail: dpkurakin@mail.ru

Давид Владимирович Квартальнов — студент 2 курса факультета почвоведения МГУ.

<https://orcid.org/0009-0007-8660-4524>

E-mail: davidkwartalnnow@yandex.ru

Сергей Владимирович Максимов — к.х.н., вед. специалист кафедры физической химии химического факультета МГУ.

<https://orcid.org/0000-0003-2170-8537>

E-mail: irber@yandex.ru

Наталья Евгеньевна Дмитриева — к.х.н., ст. преподаватель кафедры общей химии химического факультета МГУ.

<https://orcid.org/0000-0002-3720-7932>

E-mail: nnn19@yandex.ru

Information about the authors

Ivan I. Fedorayev — Cand. Sci. (Chem.), Senior Researcher, Research Laboratory of Chemistry of Inorganic Composite Materials, Faculty of Chemistry, Lomonosov Moscow State University (MSU).

<https://orcid.org/0000-0002-3223-0690>

E-mail: ioann.romei@yandex.ru

Dmitriy P. Kurakin — Student, Faculty of Chemistry, Lomonosov MSU.

<https://orcid.org/0009-0004-9617-8950>

E-mail: dpkurakin@mail.ru

David V. Kvartalnov — Student, Soil Science Faculty, Lomonosov MSU.

<https://orcid.org/0009-0007-8660-4524>

E-mail: davidkwartalnnow@yandex.ru

Sergey V. Maksimov — Cand. Sci. (Chem.), Leading Specialist, Department of Physical Chemistry, Faculty of Chemistry, Lomonosov MSU.

<https://orcid.org/0000-0003-2170-8537>

E-mail: irber@yandex.ru

Natalia E. Dmitrieva — Cand. Sci. (Chem.), Senior Lecturer, Department of General Chemistry, Faculty of Chemistry, Lomonosov MSU.

<https://orcid.org/0000-0002-3720-7932>

E-mail: nnn19@yandex.ru

Вклад авторов

И.И. Федораев — определение цели работы, обзор литературы, планирование экспериментов, участие в обсуждении результатов, написание статьи, подготовка иллюстраций, обобщение результатов и выводов по работе.

Д.П. Куракин — синтез сплавов, их термическая обработка, подготовка образцов к проведению исследований методами сканирующей электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа, участие в обсуждении результатов.

Д.В. Квартальнов — проведение исследований методами сканирующей электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа, осуществление индексирования электронограмм, участие в обсуждении результатов.

С.В. Максимов — проведение пробоподготовки и исследований методами просвечивающей электронной микроскопии и дифракции электронов, участие в обсуждении результатов.

Н.Е. Дмитриева — проведение исследований методами сканирующей электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа, участие в обсуждении результатов.

Contribution of the authors

I.I. Fedorayev — defined the research objective, reviewed the literature, planned the experiments, participated in the discussion of the results, wrote the manuscript, prepared the illustrations, and summarized the results and conclusions.

D.P. Kurakin — synthesized the alloys, carried out their heat treatment, prepared the samples for scanning electron microscopy and electron probe microanalysis, and participated in the discussion of the results.

D.V. Kvartalnov — conducted scanning electron microscopy and electron probe microanalysis, indexed the electron diffraction patterns, and participated in the discussion of the results.

S.V. Maksimov — performed sample preparation and conducted transmission electron microscopy and electron diffraction studies, and participated in the discussion of the results.

N.E. Dmitrieva — conducted scanning electron microscopy and electron probe microanalysis, and participated in the discussion of the results.

Статья поступила в редакцию 01.12.2025, доработана 27.01.2026, подписана в печать 29.01.2026

The article was submitted 01.12.2025, revised 27.01.2026, accepted for publication 29.01.2026



Концептуальный подход к управлению технологическими особенностями производства алюминиевого тонколистового проката с помощью кинематической асимметрии

А.М. Песин, А.Е. Могильных, О.Д. Бирюкова, Д.О. Пустовойтов

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
Россия, 455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск, пр-т Ленина, 38

✉ Олеся Дмитриевна Бирюкова (fimapatisonchik@inbox.ru)

Аннотация: Большинство способов интенсивной пластической деформации (ИПД) не имеют перспективы широкого промышленного применения в отличие от такого процесса, как асимметричная прокатка, которая при определенных условиях может сопровождаться эффектом ИПД. Она предназначена для получения длинномерных изделий необходимой формы с требуемым качеством поверхности. Более того, асимметричная прокатка зарекомендовала себя как способ повышения технологической пластичности, благодаря которому снижается количество дефектов алюминиевого металлопроката. Для подтверждения вышеописанного эффекта проводились исследования асимметричной деформации алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33. Симметричная и асимметричная прокатки осуществлялись на уникальной научной установке – лабораторно-промышленном стане асимметричной прокатки 400 лаборатории механики градиентных наноматериалов им. А.П. Жилеева МГТУ им. Г.И. Носова. В работе показано, что для всех рассматриваемых сплавов характерно повышение комплекса механических и технологических свойств при изменении коэффициента асимметрии от 1 до 5. Также при полученном уровне технологической пластичности во время асимметричной прокатки возможно рекомендовать корректировки стандартного способа обработки рассматриваемых сплавов путем сокращения технологических циклов «прокатка–отжиг». Кроме того, это приведет к снижению расходных коэффициентов и, следовательно, к увеличению производительности. Одновременное повышение механических свойств (как прочностных, так и пластических) наблюдалось при переходе от симметричного режима к асимметричному. Также возможно управлять уровнем свойств, повышая или снижая установленное значение отношения скоростей рабочих валков. На примере сплава Д16 показано, что при $V_1/V_2 = 4$ прочность увеличивается на 13 %, при $V_1/V_2 = 5$ – на 11 % по сравнению с полученной при стандартном режиме. Удлинение возрастает значительно: в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, в 34 раза – при $V_1/V_2 = 4$, в 41 раз – при $V_1/V_2 = 5$ по сравнению с полученными значениями по стандартной схеме.

Ключевые слова: асимметричная прокатка, интенсивная пластическая деформация, технологическая пластичность, механические свойства, кинематическая асимметрия, отношение скоростей валков, технологический цикл производства.

Благодарности: Исследования выполнены за счет гранта РНФ (соглашение № 22-49-02041, <https://rscf.ru/project/22-49-02041/>).

Для цитирования: Песин А.М., Могильных А.Е., Бирюкова О.Д., Пустовойтов Д.О. Концептуальный подход к управлению технологическими особенностями производства алюминиевого тонколистового проката с помощью кинематической асимметрии. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):18–29. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-18-29>

A conceptual approach to controlling the technological features of thin aluminum sheet production using kinematic asymmetry

A.M. Pesin, A.E. Mogilnykh, O.D. Biryukova, D.O. Pustovoytov

Nosov Magnitogorsk State Technical University

38 Lenin Prosp., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russia

✉ Olesya D. Biryukova (fimapatisonchik@inbox.ru)

Abstract: Most severe plastic deformation (SPD) methods have little prospect for wide industrial application, unlike asymmetric rolling, which under certain conditions may be accompanied by an SPD effect. This process is suitable for producing long products of the required shape with the desired surface quality. Moreover, asymmetric rolling has proven effective as a means of increasing technological ductility, thereby reducing the number of defects in aluminum rolled products. To confirm this effect, studies were carried out on the asymmetric deformation of D16, AMg6, and AD33 aluminum alloys. Symmetric and asymmetric rolling were performed using a unique scientific installation, namely the laboratory-scale industrial 400 asymmetric rolling mill at the Zhilyaev Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials, Nosov Magnitogorsk State Technical University. It is shown that all the alloys studied exhibit an improved combination of mechanical and technological properties when the asymmetry factor is increased from 1 to 5. In particular, the achieved level of technological ductility during asymmetric rolling makes it possible to recommend adjustments to the standard processing route for these alloys by reducing the number of rolling–annealing cycles. In addition, this can reduce material consumption factors and consequently increase productivity. A simultaneous improvement in both strength and ductility was observed when switching from symmetric to asymmetric rolling. The property level can also be controlled by increasing or decreasing the set roll speed ratio. Using D16 alloy as an example, it was shown that strength increases by 13 % at $V_1/V_2 = 4$ and by 11 % at $V_1/V_2 = 5$ compared with the standard processing route. Elongation increases markedly: by a factor of 2 relative to the initial state, by a factor of 34 at $V_1/V_2 = 4$, and by a factor of 41 at $V_1/V_2 = 5$ compared with the values obtained using the standard route.

Key words: asymmetric rolling, severe plastic deformation, technological ductility, mechanical properties, kinematic asymmetry, roll speed ratio, production process cycle.

Acknowledgments: The study was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 22-49-02041, <https://rscf.ru/project/22-49-02041/>).

For citation: Pesin A.M., Mogilnykh A.E., Biryukova O.D., Pustovoytov D.O. A conceptual approach to controlling the technological features of thin aluminum sheet production using kinematic asymmetry. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):18–29.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-18-29>

Введение

На сегодняшний день становится очевидным, что выплавка и производство проката из алюминиевых сплавов в ближайшей перспективе будут неуклонно расти. Прогноз Алюминиевой ассоциации указывает на существенное увеличение потребления алюминия российскими предприятиями — до 2 млн т к 2030 г.¹ В связи с разработкой новых конструктивных решений в электротехнической, авиационной, автомобильной и других отраслях возникает необходимость в продукции с улучшенным комплексом физико-механических свойств. Поэтому одной из важнейших задач для исследователей остается поиск решений по улучшению качества

металлопродукции, в том числе плоского проката из алюминиевых сплавов различных классов. Это, в свою очередь, достижимо двумя путями: новыми схемами легирования или новыми технологическими способами обработки материалов. Возможности легирования к настоящему времени во многом уже исчерпаны [1; 2]. Кроме того, разработка совершенно новых сплавов требует больших материальных затрат по созданию новых композиций, их сертификации и внедрению. В то же время получает интенсивное развитие направление в области стыка обработки металлов давлением и материаловедения, связанное с формированием структурных состояний металлов и сплавов, обеспечивающих одновременное повышение таких свойств, как прочность, пластичность и твердость [3–13].

¹ <https://indpages.ru/prom/bolshoe-budushhee-alyuminiya/>

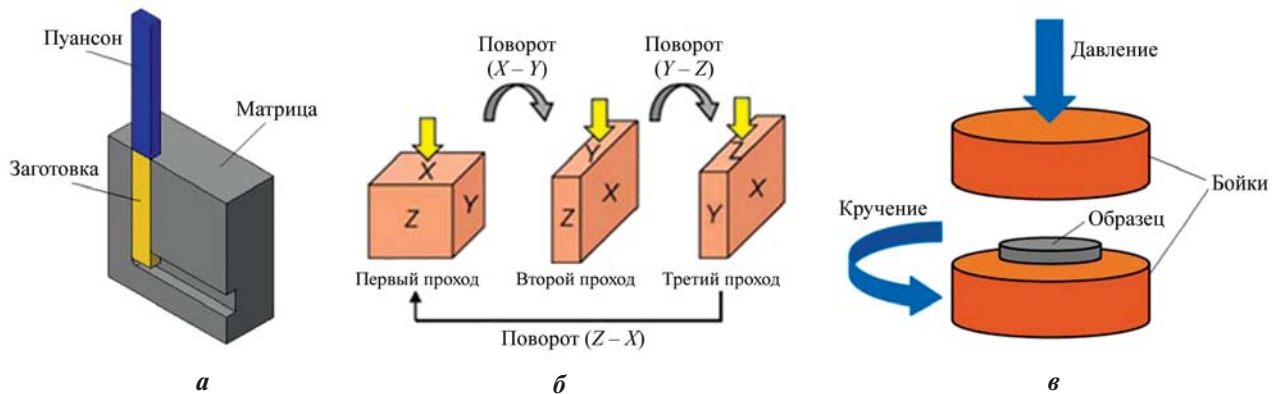


Рис. 1. Стандартные виды интенсивной пластической деформации [14–21]

a – РКУП, *б* – ВИК, *в* – КВД

Fig. 1. Standard types of SPD [14–21]

a – ECAP, *б* – MIF, *в* – HPT

Ранее в качестве основных способов, позволяющих создавать ультрадисперсную микроструктуру, использовались такие методы интенсивной пластической деформации (ИПД), как равноканальное угловое прессование (РКУП) [14–16], всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [17; 18], кручение под высоким давлением (КВД) [19–21] и т.д. (рис. 1). Однако эти способы не будут иметь широкого промышленного применения в ближайшей перспективе, в отличие от такого процесса, как асимметричная прокатка [22–25], которая при определенных условиях может сопровождаться эффектом ИПД. Немаловажное преимущество асимметричной деформации состоит в возможности получения длинномерных изделий необходимой формы с требуемым качеством поверхности [26].

Отдельно стоит выделить проблему обрабатываемости плоского проката из алюминиевых сплавов. Известно, что в среднем выход годного продукта при производстве плоского алюминиевого проката составляет не более 80 %. Самые распространенные дефекты, встречающиеся при производстве: обрыв полосы (рулона), трещины, разрывы и рванины по кромке (рис. 2), изломы, расслоения, раскатные трещины и т.д. Дело в том, что при достижении определенного уровня деформации алюминиевые сплавы упрочняются и, как следствие, технологическая пластичность, как свойство обрабатываемости, резко снижается.

Дальнейшая обработка во избежание получения подобных дефектов без использования промежуточных термических обработок становится невозможной. Стандартное решение данной про-

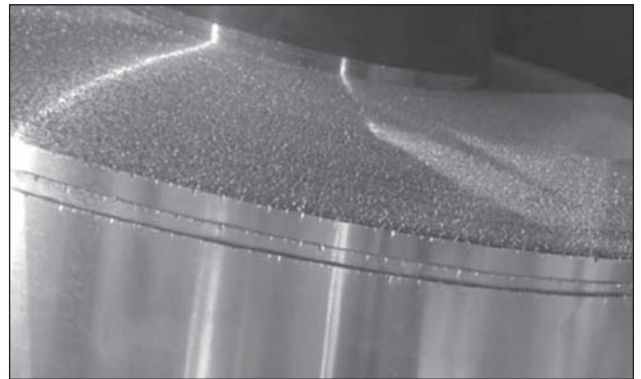


Рис. 2. Дефект в виде разрыва боковых кромок [27]

Fig. 2. Defect in the form of side-edge tearing [27]

блемы, а именно отжиг металлопроката, отражается не только в снижении производительности и необходимости выдерживать ограничения технологий обработки, но и в усложнении процесса в целом. Вместе с тем асимметричная прокатка зарекомендовала себя как способ повышения технологической пластичности [28–30], который возможно внедрить в производство без серьезных конструктивных изменений существующего оборудования. В том числе появляется возможность сократить технологические операции при обработке продукции (например, отжиг), что приведет к увеличению производительности и снижению себестоимости продукции.

Все это в совокупности делает цель по достижению высокого комплекса механических и технологических свойств при асимметричной деформации алюминиевых сплавов, несомненно, актуальной.

Методика исследований

В работе рассмотрено влияние холодной асимметричной прокатки на свойства ленты из алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33. Химический состав сплавов приведен в табл. 1. Данные сплавы широко распространены в различных отраслях промышленности, в том числе в автомобилестроении и транспортном машиностроении.

Предварительно процесс прокатки был смоделирован в программном комплексе «QForm». Осуществлялся анализ напряженно-деформированного состояния, в том числе сдвиговых деформаций, энергосиловых условий процесса. Деформирование выполнялось за 1 проход при начальных толщинах плоских заготовок от 1,9 до 6 мм и относительных обжатиях в пределах $\epsilon = 50\div 70\%$. Коэффициенты трения входили в диапазон 0,1–0,4 при установленном законе Кулона. После

проверки адекватности компьютерных моделей исследование проводилось на лабораторно-промышленном стане 400 асимметричной прокатки в лаборатории механики градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. Данное оборудование признано уникальной научной установкой (УНУ)¹ за возможность обеспечения отношения скоростей рабочих валков V_1/V_2 , равного 10 (при $V_1 = 10$ об/мин, $V_2 = 1$ об/мин), благодаря индивидуальному приводу рабочих валков. Длина бочек рабочих валков составляет 400 мм, диаметр бочек рабочих валков одинаковый и соответствует 340 мм. Максимальный крутящий момент — 2,65 кН·м, усилие прокатки — 2500 кН. Габаритные размеры установки приведены на рис. 3.

¹ <https://ckp-rf.ru/catalog/usu/3206908>

Таблица 1. Химический состав (мас. %) алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33

Table 1. Chemical composition (wt. %) of D16, AMg6, and AD33 aluminum alloys

Сплав	Mn	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Ti	Zn	Al
Д16	0,55	1,48	0,26	0,39	4,0	0,018	0,043	0,16	Ост.
АМг6	0,64	6,15	0,17	0,27	0,045	0,011	0,035	0,027	Ост.
АД33	0,11	0,8	0,58	0,48	0,22	0,15	0,035	0,08	Ост.

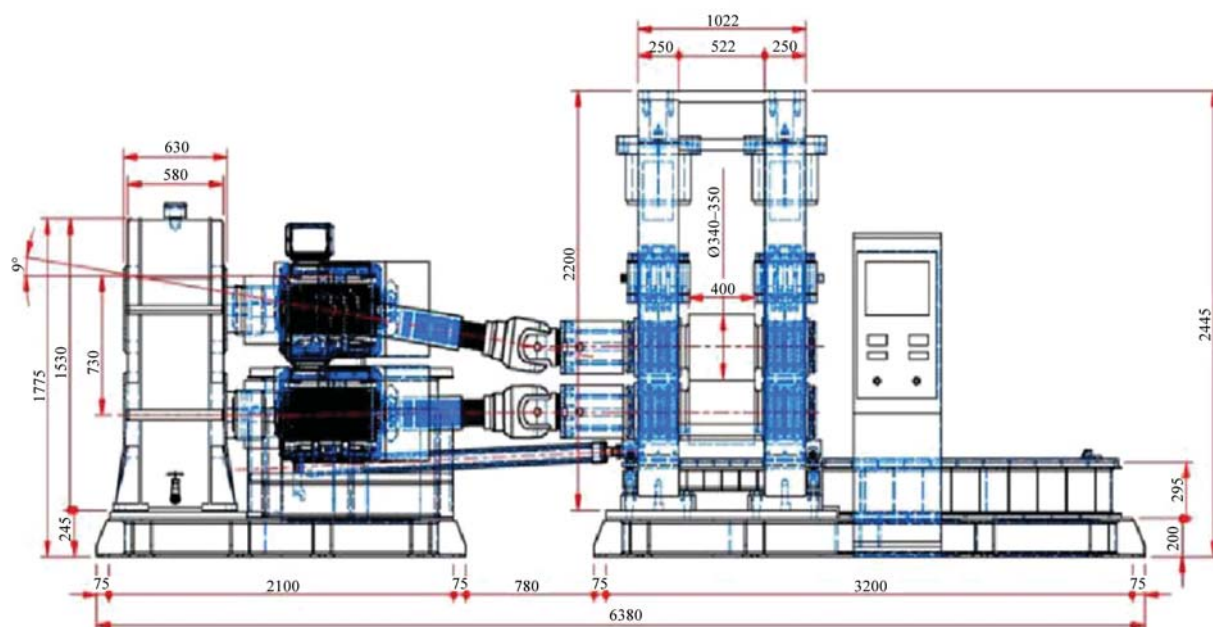


Рис. 3. Основные габаритные размеры УНУ — стана 400 асимметричной прокатки

Fig. 3. Main overall dimensions of the unique scientific installation, the 400 asymmetric rolling mill

Алюминиевые сплавы представляли собой листовые заготовки следующих размеров (толщина × ширина × длина), мм:

Д16 — $6,0 \times 25,0 \times 100,0$;

АМг6 — $1,9 \times 25,0 \times 100,0$;

АД33 — $2,0 \times 25,0 \times 100,0$.

Прокатка осуществлялась в холодном режиме при комнатных температурах без использования смазки.

Для сравнения, помимо асимметричного режима, был проверен режим симметричной прокатки при одинаковых скоростях рабочих валков, составивших 5 об/мин. Коэффициент асимметрии (отношение скоростей валков V_1/V_2) для всех марок устанавливался в широком диапазоне: для сплава Д16 — от 2 до 7,7; для сплавов АМг6 и АД33 — от 2 до 5. Прокатки осуществлялись за 1 проход, относительные обжатия (ϵ) варьировались от 5 до 90 %.

Результаты и их обсуждение

Проверка адекватности компьютерных моделей выполнялась на основе сравнения формоизменения образцов и усилий прокатки. Для этого проводилось не менее 5–10 экспериментов с идентичными начальными и граничными условиями. Прокатка велась без смазки, на сухих валках во всех случаях. Высокое значение коэффициента трения достигалось предварительной прокаткой заготовок из сплавов алюминия. Среднее отклонение полученных результатов при компьютерном моделировании от натурного эксперимента составило не более 3–6 %. Один из самых наглядных

примеров сходимости модели на основе представления формоизменения приведен на рис. 4.

Результаты сравнения усилий прокатки при моделировании и проведении экспериментов в лабораторных условиях для алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33 при относительных обжатиях 30 и 50 % и отношении скоростей валков $V_1/V_2 = 5$ приведены в табл. 2.

После подтверждения адекватности модели проводился анализ зависимости усилия прокатки от коэффициента асимметрии с оценкой возможности увеличения единичного относительного обжатия и, как следствие, перспективы изменения технологической схемы производства алюминиевых сплавов, рассматриваемых в работе. В табл. 3 представлены параметры прокатки лент из алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33 на УНУ.

Очевидно, что использование асимметрии позволяет значительно снизить усилие прокатки, в некоторых случаях более чем в 2 раза. Кроме того, установлено, что при увеличении коэффициента асимметрии усилие прокатки снижается, в то время как относительное обжатие возрастает при неизменном межвалковом зазоре. Предполагается, что данный эффект наблюдается благодаря совокупному влиянию высокой интенсивности сдвиговых деформаций и роста температуры в очаге деформации, подтверждением чему является плавление сплава Д16 при коэффициенте асимметрии 5 и относительном обжатии 90 %.

В некоторых случаях образцы разрушались: в симметричном режиме запас пластичности исчер-

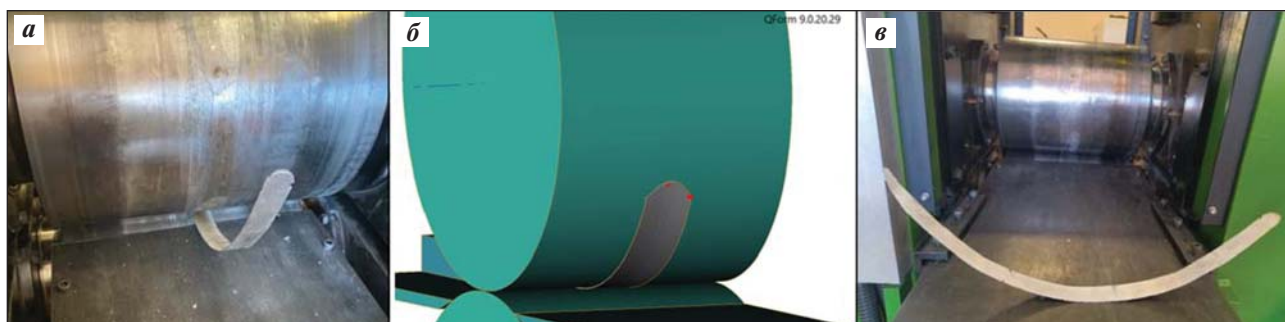


Рис. 4. Формоизменение образца Д16 при асимметричной прокатке

a, в — натурный эксперимент; *б* — численный эксперимент

a — в момент прокатки; *в* — после прокатки

Отношение скоростей рабочих валков $V_1/V_2 = 5$

Fig. 4. Shape change of a D16 specimen during asymmetric rolling

a, в — physical experiment; *б* — numerical simulation

a — during rolling; *в* — after rolling

Working roll speed ratio $V_1/V_2 = 5$

Таблица 2. Усилия прокатки, полученные при компьютерном моделировании и натурном эксперименте асимметричной прокатки алюминиевых сплавов

Table 2. Rolling forces obtained by computer simulation and physical experiments on asymmetric rolling of aluminum alloys

Материал	ε , %	Усилие, кН	
		Компьютерное моделирование	Натурный эксперимент
Д16	30	94	89–96
Д16	50	160	153–162
АМг6	30	106	100–110
АМг6	50	120	119–123
АД33	30	98	95–102
АД33	50	123	116–127

Таблица 3. Параметры прокатки ленты из алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33

Table 3. Rolling parameters for strips of D16, AMg6, and AD33 aluminum alloys

Материал	V_1/V_2	ε , %	Усилие прокатки, кН	Конечная толщина, мм
Д16	1	10	98	5,40
Д16	1	30	210	4,20
Д16	1	50	465	3,00
Д16	5	10	57	5,40
Д16	5	30	96	4,20
Д16	5	50	162	3,00
Д16	5	90	256	Образец расплавился
АМг6	1	10	151	1,71
АМг6	1	30	162	1,33
АМг6	1	50	293	Образец разрушился
АМг6	5	10	78	1,71
АМг6	5	30	110	1,33
АМг6	5	50	123	0,95
АМг6	5	66	153	Образец разрушился
АД33	1	10	161	1,80
АД33	1	30	229	1,40
АД33	1	50	485	Образец разрушился
АД33	5	10	54	1,80
АД33	5	30	102	1,40
АД33	5	50	127	1,00
АД33	5	70	328	Образец разрушился

пывался уже при единичном обжатии 50 % при обработке сплавов АМг6 и АД33. В асимметричном режиме такая картина наблюдалась при деформации 66 и 70 % соответственно сплавов АМг6 и АД33. Стоит отметить, что при снижении коэф-

фициента асимметрии (например, с $V_1/V_2 = 5$ до $V_1/V_2 = 4$) возможно избежать проблемы плавления и разрушения образцов, однако усилие прокатки в этом случае может возрасти. Так, при асимметричном деформировании с относитель-

ным обжатием 50 % сплава АД33 при $V_1/V_2 = 5$ усилие прокатки составит 123 кН, а при $V_1/V_2 = 4$ — 140 кН. Все это говорит о повышении технологической пластичности, благодаря чему возможно варьировать параметры технологического процесса, с тем чтобы значительно сократить количество циклов обработки.

Для рассматриваемых алюминиевых сплавов был проведен анализ технологической схемы

прокатки лент. Ранее было выявлено [28, 29], что для получения металлопроката из сплава Д16 толщиной 0,65 мм в соответствии с ГОСТ 13726-97 по стандартной технологии с использованием симметричной прокатки требуются 4 цикла обработки, включающие в себя непосредственно прокатку и отжиг после каждой деформации. На рис. 5, а представлена технологическая схема симметричной прокатки ленты из алюминиевого

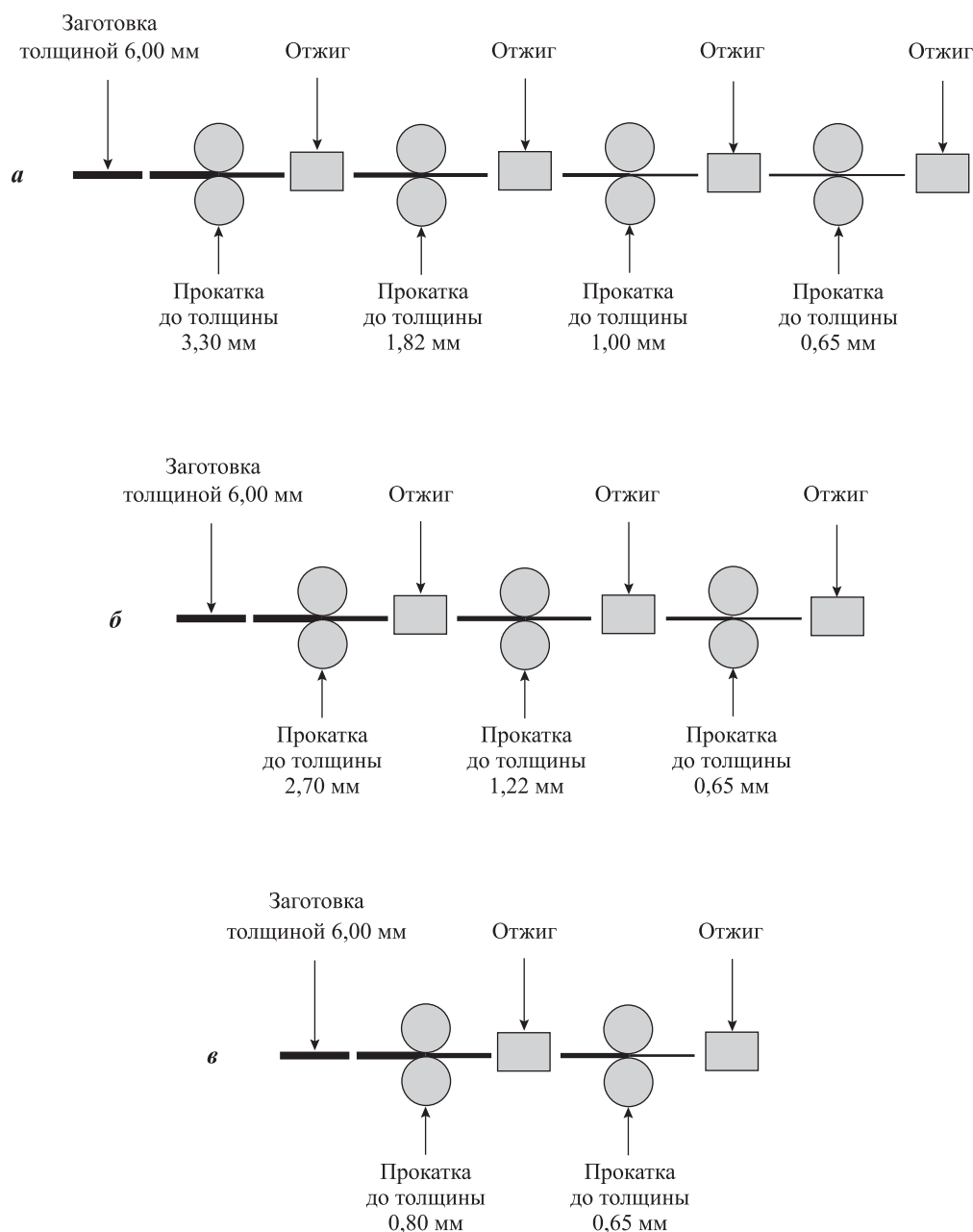


Рис. 5. Технологические схемы прокатки ленты из алюминиевого сплава Д16

V_1/V_2 : а – 1, б – 4, в – 5

Fig. 5. Process schedules for rolling strip of D16 aluminum alloy

V_1/V_2 : а – 1, б – 4, в – 5

сплава Д16, соответствующая стандартной технологии. Асимметричная прокатка позволит увеличить технологическую пластичность алюминиевых сплавов при холодной обработке, что, в свою очередь, приведет к корректировке стандартной технологической схемы, а именно сокращению циклов «прокатка—отжиг». Более того, коэффициент асимметрии оказывает значительное влияние на варьирование количества циклов в технологической схеме. Так, например, при $V_1/V_2 = 4$ схема обработки будет включать 3 прокатки и 3 отжига, а при $V_1/V_2 = 5$ количество циклов сократится до двух при конечной толщине соответствующей стандартной технологии (0,65 мм). На рис. 5, б и в проиллюстрированы откорректированные технологические схемы при различных соотношениях скоростей рабочих валков.

По аналогии с предложенными способами деформации сплава Д16 были проведены исследования по возможности сокращения технологических циклов обработки для сплавов АМгб и АД33. Результаты показали, что повышение технологической пластичности перечисленных материалов при обработке также позволяет откорректировать стандартные схемы, соответствующие требованиям ГОСТ 13726-97. Основные результаты иллюстрируют рис. 6 и 7.

При исследовании стало очевидным, что увеличение коэффициента асимметрии приводит к возможности повышения относительных обжатий при обработке алюминиевых сплавов при сохранении их целостности. Так, технологическая схема асимметричной прокатки алюминиевого сплава АМгб с отношением $V_1/V_2 = 5$ позволяет сократить 1 прокатку и 1 отжиг по сравнению с традиционной схемой прокатки, представленной на рис. 6, а. Технологическая схема асимметричной прокатки алюминиевого сплава АД33 при $V_1/V_2 = 4$ дает возможность сократить 3 прокатки и 3 отжига по сравнению с традиционной схемой прокатки, показанной на рис. 7, а. Таким образом, введение асимметрии за счет увеличения отношения скоростей рабочих валков до 4—5 позволяет получить алюминиевые ленты из сплавов АМгб и АД33 толщиной 0,78 мм и 0,5 мм соответственно за 1 проход.

Стоит отметить, что кроме технологической пластичности при асимметричной прокатке одновременно возрастают прочностные и пластические свойства. Например, после обработки алюминиевого сплава Д16 (подвергнувшегося естественному старению из начального состояния М) по стан-

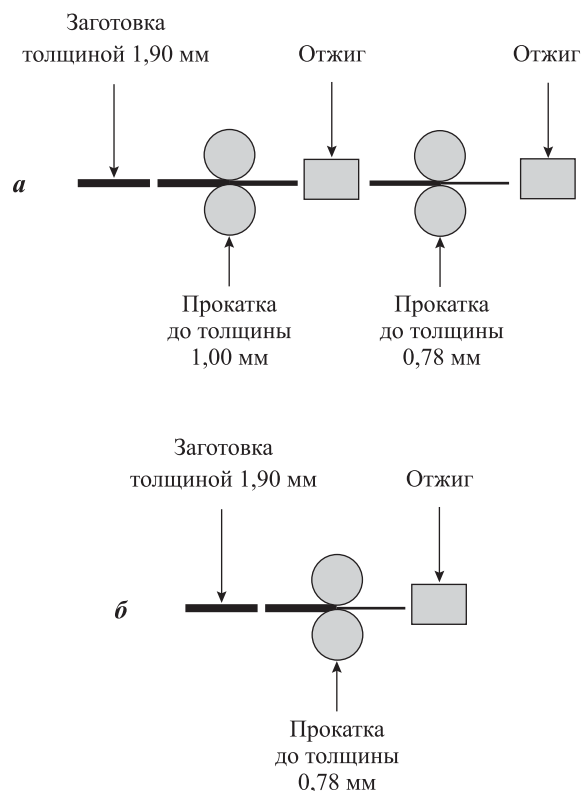


Рис. 6. Технологические схемы прокатки ленты из алюминиевого сплава АМгб

$V_1/V_2 = 1$ (а) и 5 (б)

Fig. 6. Process schedules for rolling strip of AMg6 aluminum alloy

$V_1/V_2 = 1$ (a) and 5 (b)

дартному режиму до толщины 0,78 мм предел текучести (σ_T) и временное сопротивление (σ_B) после разрыва составили 250 и 263 МПа соответственно, относительное удлинение (δ) — 0,3 %. При использовании асимметричной прокатки с отношением $V_1/V_2 = 5$ при единичном относительном обжатии 85 % (до толщины 0,9 мм) вышеуказанные параметры составили: $\sigma_T = 256$ МПа, $\sigma_B = 296$ МПа, $\delta = 10,3$ %. При том же соотношении скоростей рабочих валков, но со значением единичного обжатия $\epsilon = 87$ % (до толщины 0,78 мм) получили $\sigma_T = 234$ МПа, $\sigma_B = 283$ МПа, $\delta = 12,3$. Сравнение проводилось с исходным состоянием, при котором $\sigma_B = 192$ МПа, $\delta = 6,2$ %.

Благодаря варьированию коэффициентов асимметрии при прокатке возможно регулировать процесс обработки и выходные параметры (технологические и механические характеристики) в соответствии с условиями потребителей продукции и задачами, ориентированными на получение металлопродукции высокого качества.

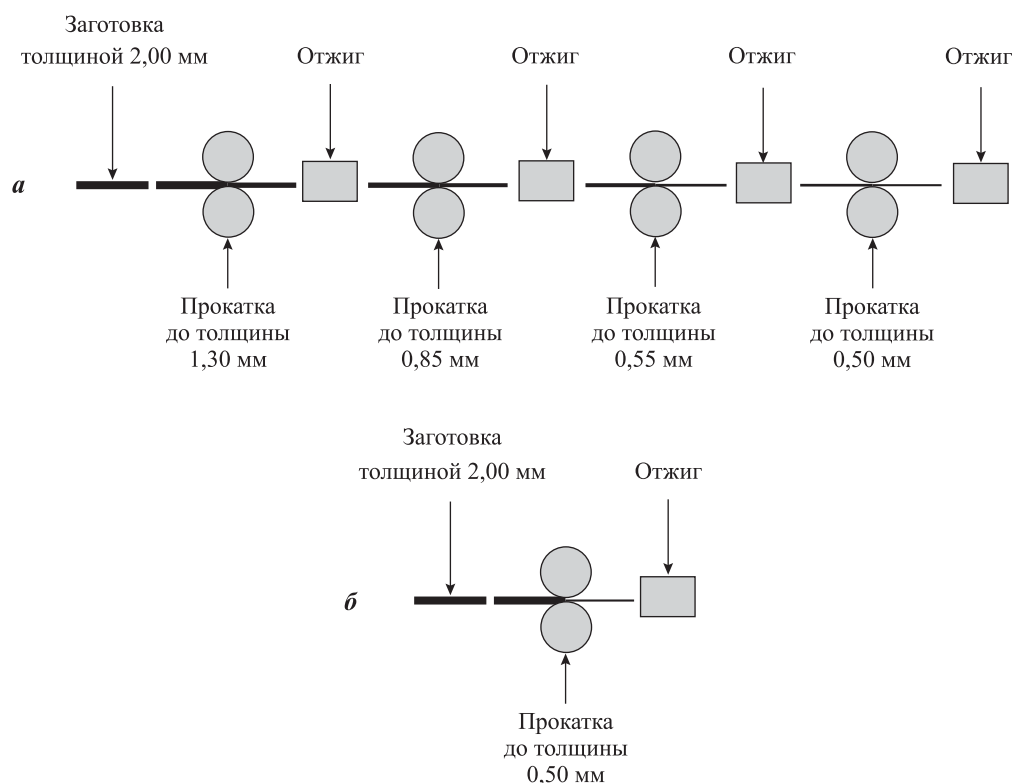


Рис. 7. Технологические схемы прокатки ленты из алюминиевого сплава АД33

$V_1/V_2 = 1$ (а) и 5 (б)

Fig. 7. Process schedules for rolling strip of AD33 aluminum alloy

$V_1/V_2 = 1$ (а) and 5 (б)

Заключение

На сегодняшний день потребление алюминиевой продукции в России и за рубежом непрерывно увеличивается. Основные требования как производителей, так и потребителей нацелены на комплексное улучшение качества, включающее в себя снижение количества дефектной продукции и повышение механических и технологических свойств, а также увеличение производительности для удовлетворения спроса. Исследования, ориентированные на решение указанных задач, проводились на лабораторно-промышленном стане 400 асимметричной прокатки в лаборатории механики градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева МГТУ им. Г.И. Носова. Анализ результатов исследований симметричной и асимметричной тонколистовых прокаток показал:

1. Сходимость результатов компьютерного моделирования в программном комплексе «QForm» и экспериментов, выполненных непосредственно на УНУ (лабораторно-промышленном стане 400 асимметричной прокатки), на основе сравнения формоизменения образцов и усилий прокатки.

Установлена возможность корректировки стандартных схем симметричной обработки алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33. Отклонение результатов моделирования от экспериментальных исследований составило не более 6 %.

2. Перспективу изменения технологической схемы производства алюминиевых сплавов Д16, АМг6 и АД33 на основе варьирования отношения скоростей валков в пределах от 1 до 7,7 и относительных обжатий от 5 до 90 %. Выявлены предельные значения единичных относительных обжатий (ϵ) для рассматриваемых сплавов: образцы Д16 расплавлялись при $V_1/V_2 = 5$ и $\epsilon = 90$ %; образцы АМг6 разрушались при $V_1/V_2 = 1$ и $\epsilon = 50$ %, а также при $V_1/V_2 = 5$ и $\epsilon = 66$ %; образцы АД33 разрушались при $V_1/V_2 = 1$ и $\epsilon = 50$ %, а также при $V_1/V_2 = 5$ и $\epsilon = 70$ %. Все это указывает на значительное повышение технологической пластичности данных сплавов при асимметричной обработке.

3. Возможность снижения усилия прокатки при использовании асимметричной деформации. Установлено, что при увеличении коэффициента асимметрии усилие прокатки уменьшается (в не-

которых случаях более чем в 2 раза), в то время как относительное обжатие возрастает при неизменном межвалковом зазоре.

4. Вероятность сохранения целостности металлопроката при увеличении коэффициента асимметрии и, соответственно, повышении относительных обжатий при обработке алюминиевых сплавов.

5. Улучшение механических свойств при увеличении отношения скоростей валков на примере алюминиевого сплава Д16. При $V_1/V_2 = 4$ прочность повышается на 13 %, при $V_1/V_2 = 5$ — на 11 % по сравнению с полученной при стандартном режиме. Удлинение, по сравнению с полученным по стандартной схеме, возрастает значительно: в 2 раза — по сравнению с исходным состоянием, в 34 раза — при $V_1/V_2 = 4$, в 41 раз — при $V_1/V_2 = 5$.

Список литературы/References

1. Никитин В.И., Никитин К.В., Тимошкин И.Ю., Биктимиров Р.М. Синтезирование алюминиевых сплавов из дисперсных отходов на основе алюминия. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020;(5):53—62.
Nikitin V.I., Nikitin K.V., Timoshkin I.Yu., Biktimirov R.M. Synthesis of aluminum alloys from aluminum-based dispersed waste. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2020;(5):53—62. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2020-5-53-62>
2. Тимошкин И.Ю., Никитин К.В., Никитин В.И. Основные проблемы и направления в производстве качественных алюминиевых сплавов из рециклируемых металлических отходов. *Литейщик России*. 2010;(8):24—26.
Timoshkin I.Yu., Nikitin K.V., Nikitin V.I. Main problems and directions in high quality aluminum castings alloys production made by recycling metal scraps. *Liteishchik Rossii*. 2010;(8):24—26. (In Russ.).
3. Nannan Shi, Xinyao Peng, Haitao Gao, Zhengyu Wang, Huijie Cui, Chunhua (Charlie) Kong, Hailiang Yu. Investigation on reduced aging time and enhanced tensile properties of Al—Mg—Si sheets by asymmetric cryorolling. *JOM: The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 2025;77:1161—1170.
<https://doi.org/10.1007/s11837-024-06940-5>
4. Utyashev F.Z., Botkin A.V., Volkova E.P., Valiev R.Z. Rational methods of plastic deformation providing formation of ultrafine-grained structure in large-sized products. *Reviews on Advanced Materials and Technologies*. 2024;6(1):12—23.
<https://doi.org/10.17586/2687-0568-2024-6-1-12-23>
5. Lu C., Yu H.L., Tieu A.K., Li H.J., Godbole A., Zhang S.H. Special rolling techniques for improvement of mechanical properties of ultrafine-grained metal sheets: A review. *Advanced Engineering Materials*. 2016;18(5):754—769.
<https://doi.org/10.1002/adem.201500369>
6. Kumar Y., Singh H., Tandon P., Basheed G.A., Barik A., Vishwakarma P.N. Enhanced polishing characteristics of Al-6061 via composite magnetic abrasives (EIP—Al₂O₃) assisted hybrid CMMRF process. *Wear*. 2024;556—557:205528. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205528>
7. McPhillimy M., Yakushina E., Blackwell P. Tailoring titanium sheet metal using laser metal deposition to improve room temperature single-point incremental forming. *Materials*. 2022;15(17):5985.
<https://doi.org/10.3390/ma15175985>
8. Xie Z., Li Z., Tang D., Wang Z., Cui H., Kong C., Yu H. Effects of cryorolling, room temperature rolling, and aging treatment on the mechanical, electrical, and wear properties of a Cu—6Ni—6Sn alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2024;55:3155—3163.
<https://doi.org/10.1007/s11661-024-07466-w>
9. Zhao S.T., Zhang R.P., Yu Q., Ell J., Ritchie R.O., Minor A.M. Cryoforged nanotwinned titanium with ultra-high strength and ductility. *Science*. 2021;373(6561):1363—1368. <https://doi.org/10.1126/science.abe7252>
10. Gao C., Wang Y.C., Chen X.W., Li Z., Cai H.N., Langdon T.G. Achieving an excellent combination of strength and plasticity in a low carbon steel through dynamic plastic deformation and subsequent annealing. *Materials Science Engineering: A*. 2022;842:143051.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143051>
11. Ban Y., Zhou M., Zhang Y., Jia Y., Pang Y., Li Y., Tang S., Li X., Volinsky A.A., Marchenko E.S. Abnormally high work hardening ability and excellent comprehensive properties of copper alloys due to multiple twins and precipitates. *Materials & Design*. 2023;228:111819.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111819>
12. Wang Z.J., Ma M., Qiu Z.X., Zhang J.X., Liu W.C. Microstructure, texture and mechanical properties of AA 1060 aluminum alloy processed by cryogenic accumulative roll bonding. *Materials Characterization*. 2018;139:269—278.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.016>
13. Raab G., Utyashev F., Asfandiyarov R., Raab A., Akse-nov D., Kodirov I., Janeček M., Krajňák T. Physical and technical foundations of the use of alternating free bending for producing long-length semi-products from metals and alloys with improved mechanical properties. *Metals*. 2020;10(7):879. <https://doi.org/10.3390/met10070879>
14. Hajizadeh K., Farhad H., Kurzydowski K.J. Effect of ECAP processing routes on the microstructural characteristics of commercial purity titanium. *Applied Physics A*. 2023;129:583.
<https://doi.org/10.1007/s00339-023-06868-8>
15. Wongvaranon K., Rojananan S., Thipprakmas S. Characterization of microstructural evolution and mechanical properties of Cu—Ni—Cr alloys deformed by ECAP. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. 2024. <https://doi.org/10.1177/09544089241296616>
16. Tolcha M.A., Gebrehiwot M., Lemu G.H. Enhancing mechanical properties of cast ingot Al6061 alloy using ECAP process. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2024;33:13553—13566.
<https://doi.org/10.1007/s11665-024-09978-3>

17. Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние всесторонней изотермическойковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА. *Письма о материалах*. 2012;2(3):117–120.
Sergeev S.N., Safarov I.M., Korznikov A.V., Galeev R.M., Gladkovsky S.V., Borodin E.M. The influence of multi-axis isothermal forging on structure and properties of low carbon steel 12GBA. *Letters on Materials*. 2012;2(3): 117–120. (In Russ.).
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2012-3-117-120>
18. Классман Е.Ю., Галиева Э.В., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я. Всесторонняя изотермическаяковка сплавов на основе никеля и титана. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022;19(4):532–538.
Klassman E.Yu., Galieva E.V., Valitov V.A., Lutfullin R.Ya. Multiple isothermal forging of alloys based on nickel and titanium. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*. 2022;19(4):532–538. (In Russ.).
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.012>
19. Al-Zubaydi A.S., Gao N., Džugan J., Podaný P., Chen Y., Reed P.A. Fracture behaviour assessment of the additively manufactured and HPT-processed Al–Si–Cu alloy. *Materials Science and Technology*. 2024;41(8):592–613.
<https://doi.org/10.1177/02670836241262477>
20. Lee D.H., Choi I.C., Seok M.Y., He J., Lu Z., Suh J.Y., Kawasaki M., Langdon T.G. Nanomechanical behavior and structural stability of a nanocrystalline CoCrFeNiMn high-entropy alloy processed by high-pressure torsion. *Journal of Materials Research*. 2015;30:2804–2815.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2015.239>
21. Son K.T., Cho C.H., Kim M.G., Lee J.W. Two-stage dynamic recrystallization and texture evolution in Al–7Mg alloy during hot torsion. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2024;31: 1900–1911.
<https://doi.org/10.1007/s12613-024-2877-9>
22. Amegadzie M.Y., Bishop D.P. Effect of asymmetric rolling on the microstructure and mechanical properties of wrought 6061 aluminum. *Materials Today*. 2020;25:101283.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101283>
23. Zhao Q., Hu X., Liu X. Analysis of mechanical parameters in multi-pass asymmetrical rolling of strip by slab method. *Materials*. 2023;16(18):6286.
<https://doi.org/10.3390/ma16186286>
24. Кожевников А.В., Смирнов А.С., Платонов Ю.В., Кожевникова И.А., Жиленко С.В. Имитационное моделирование устойчивости асимметричной прокатки стальной полосы. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2022;78(10):865–871.
Kozhevnikov A.V., Smirnov A.S., Platonov Yu.V., Kozhevnikova I.A., Zhilenko S.V. Simulation modeling of asymmetric sheet rolling stability. *Ferrous Metallurgy: Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2022;78(10):865–871. (In Russ.).
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2022-10-865-871>
25. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Сверчков А.И., Корнилов Г.П. Экспериментальное опробование технологии асимметричной холодной прокатки ленты из высокоуглеродистых марок сталей для исключения операций промежуточного отжига. *Черные металлы*. 2022;1091(11):28–35.
Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Sverchkov A.I., Kornilov G.P. Experimental testing of the technology of asymmetric cold rolling of a strip of high-carbon steel grades to exclude intermediate annealing operations. *Chernye Metally*. 2022;1091(11):28–35. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/chm.2022.11.03>
26. Pesin A., Raab G., Sverchkov A., Pustovoytov D., Kornilov G., Bochkarev A., Pesin I., Nosov L. Development of asymmetric cold rolling technology of high-strength steel grades in order to exclude intermediate annealing operations. *Materials Research Proceedings*. 2023;32:355–361.
<https://doi.org/10.21741/9781644902615-40>
27. Дегтярев А.В., Мальцева Т.В., Глинских П.И., Яковлев С.И. Технологические особенности производства плакированных листов из твердых алюминиевых сплавов в ОАО «КУМЗ». *Технология легких сплавов*. 2024;(2):40–46.
Degtyarev A.V., Maltseva T.V., Glinskikh P.I., Yakovlev S.I. Technological features of production of clad sheets from hard aluminum alloys at Kamensk Uralsky Metallurgical Works (KUMZ). *Tekhnologiya Legkikh Splavov*. 2024;(2):40–46. (In Russ.).
<https://doi.org/10.24412/0321-4664-2024-2-40-46>
28. Kozhemyakina A., Pesin A., Pustovoytov D., Nosov L., Baryshnikova A., Lokotunina N., Grachev D. Experimental study of the effect of increasing technological plasticity during asymmetric rolling of aluminum alloys. *Materials Research Proceedings*. 2023;32:309–316.
<https://doi.org/10.21741/9781644902615-36>
29. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Песин И.А., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Сверчков А.И. Разработка технологических схем асимметричной прокатки алюминиевых лент, обладающих повышенной прочностью и пластичностью. *Теория и технология металлургического производства*. 2022;41(2):32–40.
Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Pesin I.A., Kozhemiakina A.E., Nosov L.V., Sverchkov A.I. Developing asymmetric rolling process schedules for metal narrow strips, showing higher strength and ductility. *Theory and Technology of Metallurgical Production*. 2022;41(2):32–40. (In Russ.).
30. Biryukova O.D., Pesin A.M., Pustovoytov D.O. Experience in obtaining laminated aluminum composites by asymmetric accumulative roll bonding. *Letters on Materials*. 2022;12(4):373–378.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2022-4-373-378>

Информация об авторах

Александр Моисеевич Песин — д.т.н., профессор, гл. науч. сотрудник лаборатории «Механика градиентных материалов» им. А.П. Жилиева Магнитогорского государственного технического университета (МГТУ) им. Г.И. Носова.

<https://orcid.org/0000-0002-5443-423X>

E-mail: pesin@bk.ru

Анна Евгеньевна Могильных — к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории «Механика градиентных наноматериалов» им. А.П. Жилиева МГТУ им. Г.И. Носова.

<https://orcid.org/0000-0002-0977-3566>

E-mail: kozhemiakina.a@yandex.ru

Олеся Дмитриевна Бирюкова — к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории «Механика градиентных наноматериалов» им. А.П. Жилиева МГТУ им. Г.И. Носова.

<https://orcid.org/0000-0002-3922-9289>

E-mail: fimapatisationchik@inbox.ru

Денис Олегович Пустовойтов — к.т.н., доцент, вед. науч. сотрудник лаборатории «Механика градиентных материалов» им. А.П. Жилиева МГТУ им. Г.И. Носова.

<https://orcid.org/0000-0003-0496-0976>

E-mail: pustovoytov_den@mail.ru

Information about the authors

Aleksandr M. Pesin — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials n.a. A.P. Zhilyaev, Nosov Magnitogorsk State Technical University (NMSTU).

<https://orcid.org/0000-0002-5443-423X>

E-mail: pesin@bk.ru

Anna E. Mogilnykh — Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials n.a. A.P. Zhilyaev, NMSTU.

<https://orcid.org/0000-0002-0977-3566>

E-mail: kozhemiakina.a@yandex.ru

Olesya D. Biryukova — Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials n.a. A.P. Zhilyaev, NMSTU.

<https://orcid.org/0000-0002-3922-9289>

E-mail: fimapatisationchik@inbox.ru

Denis O. Pustovoytov — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Leading Researcher, Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials n.a. A.P. Zhilyaev, NMSTU.

<https://orcid.org/0000-0003-0496-0976>

E-mail: pustovoytov_den@mail.ru

Вклад авторов

А.М. Песин — руководство работой по асимметричной прокатке однослойных алюминиевых сплавов, определение методик экспериментов, участие в проведении экспериментов по асимметричной прокатке, оценка полученных результатов.

А.Е. Могильных — участие в определении цели работы, проведение экспериментов по тонколистовой прокатке, участие в проведении механических испытаний, оценка и обработка полученных результатов.

О.Д. Бирюкова — проведение экспериментов по тонколистовой прокатке, участие в проведении механических испытаний, оценка и обработка полученных результатов, написание статьи.

Д.О. Пустовойтов — руководство работой по асимметричной прокатке, определение методик экспериментов, участие в проведении экспериментов по асимметричной тонколистовой прокатке, оценка полученных результатов.

Contribution of the authors

A.M. Pesin — supervised the work on asymmetric rolling of single-layer aluminum alloys, defined the experimental procedures, participated in the asymmetric rolling experiments, and evaluated the results.

A.E. Mogilnykh — participated in defining the aim of the study, carried out thin-sheet rolling experiments, participated in the mechanical testing, and evaluated and processed the results.

O.D. Biryukova — carried out thin-sheet rolling experiments, participated in the mechanical testing, evaluated and processed the results, and wrote the manuscript.

D.O. Pustovoytov — supervised the work on asymmetric rolling, defined the experimental procedures, participated in the asymmetric thin-sheet rolling experiments, and evaluated the results.

Статья поступила в редакцию 29.11.2024, доработана 28.12.2024, подписана в печать 14.01.2025

The article was submitted 29.11.2024, revised 28.12.2024, accepted for publication 14.01.2025

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ / PRESSURE TREATMENT OF METALS

УДК 55.09.33

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-30-38>

Научная статья

Research article



Распределение деформационных параметров вдоль зоны калибровки развертки калибра станков ХПТ

С.В. Пилипенко

Полоцкий государственный университет им. Евфросинии Полоцкой
Респ. Беларусь, 211443, Витебская обл., г. Новополоцк, ул. Блохина, 29

✉ Станислав Владимирович Пилипенко (44-08@mail.ru)

Аннотация: Актуальность исследования обусловлена необходимостью совершенствования методики расчета деформационных параметров для станков холодной пильгерной прокатки труб, определения наиболее точных методик расчета, повышения точности геометрических характеристик труб, оптимизации энергопотребления и увеличения ресурса деформационного инструмента рассматриваемых станков. Целью работы являются определение функции распределения деформационных параметров в зоне калибровки и сравнительный анализ методов расчета дробности деформации. Методика исследования заключалась в анализе 6 промышленных калибровок стана ХПТ-32, на инструменте которого были прокатаны промышленные партии труб. Выбраны 2 калибровки с применением оправки с криволинейной образующей профиля рабочей зоны и 4 калибровки с использованием конусных оправок. Получены следующие результаты: функция деформации в зоне калибровки затухает на участке, соответствующем линейному смещению трубы за проход. Замечено, что величина деформации на значительной части участка затухания величины деформации существенно меньше допуска на диаметр. Это актуально для оптимизации длины зоны калибровки. Анализ точности определения величины дробности деформации показал, что метод с применением формулы П.К. Тетерина позволяет определять величину дробности деформации с большей точностью, чем общепринятая, наиболее распространенная и описанная в литературе формула. Разница тем больше, чем больше кривая развертки калибра и рабочей зоны оправки отличается от конусной, и может достигать 25–30 %. Установлено, что формула П.К. Тетерина для расчета дробности деформации учитывает влияние на дробность деформации изменения объема металла в конусе деформации, что позволяет определять эту величину с повышенной точностью. Полученные данные позволяют повысить точность расчетов деформационных параметров, что имеет значение для оптимизации технологических процессов холодной прокатки труб.

Ключевые слова: холодная прокатка труб, станы ХПТ, конус деформации, дробность деформации, зона калибровки, точность расчета, деформационные параметры, функция распределения.

Для цитирования: Пилипенко С.В. Распределение деформационных параметров вдоль зоны калибровки развертки калибра станков ХПТ. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):30–38. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-30-38>

Distribution of deformation parameters along the sizing zone groove-pass profile in HPT mills

S.V. Pilipenko

Euphrosyne Polotskaya State University of Polotsk
29 Blokhina Str., Novopolotsk, Vitebsk region 211443, Republic of Belarus

✉ Stanislav V. Pilipenko (44-08@mail.ru)

Abstract: This study addresses the need to improve methods for calculating deformation parameters in cold pilger tube rolling mills, identify the most accurate calculation approaches, improve tube dimensional accuracy, optimize energy consumption, and extend the service life of the deformation tooling used in these mills. The aim of the study was to determine the distribution function of deformation parameters in the

sizing zone and to carry out a comparative analysis of methods for calculating the deformation fractionation parameter. The study involved an analysis of six industrial groove-pass designs for an HPT-32 mill, whose tooling had been used to roll industrial batches of tubes. Two groove-pass designs employing a mandrel with a curved working-profile generatrix and four designs using conical mandrels were selected. It was found that the deformation function in the sizing zone decays over the section corresponding to the linear displacement of the tube per pass. Over a substantial part of this section, the deformation magnitude was shown to be considerably smaller than the diameter tolerance, which is important for optimizing the length of the sizing zone. Analysis of the accuracy of determining the deformation fractionation parameter showed that the method based on the P.K. Teterin formula makes it possible to determine this parameter more accurately than the generally accepted formula most widely used in the literature. The greater the deviation of the groove-pass profile and the mandrel working zone from a conical shape, the larger the discrepancy, which may reach 25–30 %. It was established that the P.K. Teterin formula for calculating the deformation fractionation parameter takes into account the effect of changes in metal volume within the deformation cone, thereby allowing this value to be determined with improved accuracy. The results obtained make it possible to improve the accuracy of deformation-parameter calculations, which is important for optimizing cold tube rolling processes.

Key words: cold tube rolling, HPT mills, deformation cone, deformation fractionation parameter, sizing zone, calculation accuracy, deformation parameters, distribution function.

For citation: Pilipenko S.V. Distribution of deformation parameters along the sizing zone groove-pass profile in HPT mills. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):30–38. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-30-38>

Введение

Холодная пыльгерная прокатка труб (ХПТ) — это распространенный процесс получения прецизионных труб из широкого сортамента сталей и сплавов. Деформация металла трубы в станах ХПТ производится между калибром с переменным радиусом сечения и конусной оправкой либо оправкой с криволинейной образующей рабочей поверхности. Поскольку процесс сопровождается наклепом [1; 2], то определение деформационных и силовых параметров является важным этапом оптимизации калибровки рабочих поверхностей деформационного инструмента. В ходе деформации трубы в станах ХПТ образуется так называемый конус деформации (рабочий конус), геометрия которого определяется заданными в калибровке параметрами контрольных сечений развертки ручья калибра и соответствующими им сечениями рабочей зоны оправки [2–4]. Из распределения геометрии калибра и оправки вдоль конуса деформации для каждого контрольного сечения рассчитывают величину обжатия по толщине стенки трубы. Именно исходя из верного ее расчета и определяют последующий ряд деформационных, силовых и кинематических параметров деформации. Поэтому точность расчета величины деформации в контрольных сечениях конуса является важной научно-технической задачей, требующей периодического уточнения методик расчета этой величины.

Конкретное сечение трубы, подаваемое в конус деформации, проходя вдоль него, деформируется несколько десятков раз [2; 3]. Число таких циклов обжатия характеризуется таким параметром, как дробность деформации [3–5]. Ее правильный расчет позволяет судить о накоплении поврежден-

ности трубы, она входит в формулы для прогнозирования точности геометрических параметров готовой трубы и пр. [3; 6–8]. Основные зависимости, используемые для определения дробности деформации в процессе ХПТ, выведены с рядом допущений и требуют дополнительного уточнения.

Цель исследования — определение функции распределения деформационных параметров вдоль зоны калибровки развертки калибра стана ХПТ анализ точности расчета величины дробности деформации различными методами.

Методы исследования

Настоящее исследование включало:

- анализ существующих методов расчета величины обжатия трубы по толщине стенки, диаметру и площади поперечного сечения, а также вдоль конуса деформации станов холодной пыльгерной валковой прокатки;
- анализ используемых методов расчета дробности деформации в процессе холодной пыльгерной валковой прокатки;
- расчет величины обжатия вдоль конуса деформации различными методами для сечений, находящихся в зоне калибровки развертки калибра;
- определение функции распределения деформационных параметров вдоль зоны калибровки;
- расчет дробности деформации различными методами для выбранных маршрутов прокатки труб на стане ХПТ;
- анализ точности определения величины дробности деформации, полученной различными методами расчета.

Результаты исследования и их обсуждение

Конус деформации станом ХПТ делится на несколько характерных участков (рис. 1) [3; 6; 9–11]: участки подачи и поворота, зоны редуцирования и обжатия стенки, участок предотделки, зона калибровки, зона плавного выхода (обратного конуса). В каждой из этих зон совершается определенный вид деформации. В зоне редуцирования (между точками 1 и 2 на рис. 1) совершается обжатие по диаметру без обжатия по толщине стенки. В ходе редуцирования труба утолщается. В зоне обжатия стенки (тт. 2–5, рис. 1) труба обжимается как по толщине стенки, так и по диаметру. В зоне предотделки (от т. 5 до т. 6, рис. 1) происходит калибровка толщины стенки трубы. Зазор между трубой и оправкой тут постоянен и равен толщине стенки готовой трубы на каждую сторону поперечного сечения ручья калибра [3; 11; 12]. Длина зоны предотделки больше линейного смещения в проходе (во избежание попадания в зону калибровки более утолщенного сечения конуса деформации). Далее, от сечения 6 до сечения 7, происходит калибровка диаметра трубы. После сечения пережима, с которого начинается эта зона, оправка с внутренним диаметром трубы не соприкасается. Самым последним участком развертки ручья калибра

является участок плавного выхода (от т. 7 до т. 8, рис. 1). На этом участке происходят перераспределение и усреднение остаточных напряжений по телу трубы. Отсутствие данного участка или слишком большая его крутизна могут привести к излишнему искривлению трубы (вне стана, уже после деформации) [3; 6; 9; 13].

Из рис. 1 видно, как отрезок трубы длиной m (величина подачи), проходя через конус, удлиняется и в конце имеет вытяжку, равную $m\mu_{\Sigma}$ [6; 9; 14; 15]. Несмотря на то, что в зоне предотделки зазор между оправкой и стенками ручья калибра остается постоянным на некотором продолжении этого участка, обжатие по толщине стенки осуществляется. Данный факт связан с тем, что (согласно правилу П.Т. Емельяненко) в каждое сечение, для последующей деформации двойным ходом клетки, поступает определенное сечение конуса, которое отстоит от рассматриваемого на некую величину Δx (см. рис. 1, тт. 3 и 4) [6; 9; 10; 16]. При этом объем трубы рассматриваемого отрезка конуса деформации длиной Δx равен объему подачи [6; 9; 10]:

$$V_{\Pi} = mF_3 = m\pi(D_3 - S_3)S_3, \quad (1)$$

где F_3 — площадь поперечного сечения заготовки.

На некоем протяжении зоны калибровки также осуществляется деформация трубы по наружному диаметру. И это связано не только с раскаткой

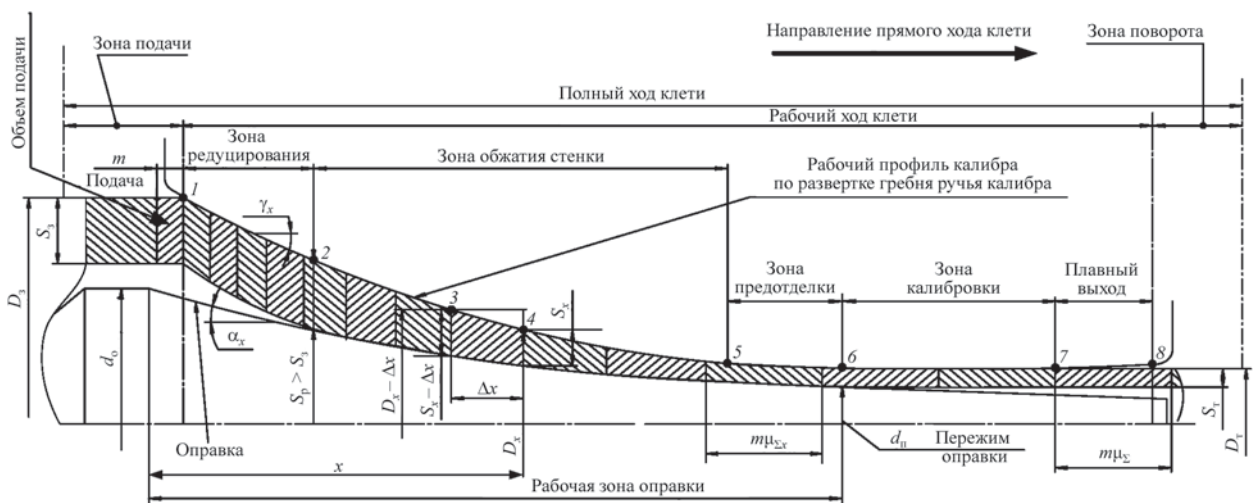


Рис. 1. Развертка ручья калибра, конус деформации и оправка стана ХПТ

m — величина подачи; $\mu_{\Sigma x}$ — вытяжка трубы в произвольном сечении конуса; S_x, S_p, S_3, S_4 — толщина трубы в сечении x , в конце зоны редуцирования, заготовки и готовой трубы; D_x, D_3, D_4 — диаметр трубы в сечении x , заготовки и готовой трубы

Fig. 1. Groove-pass profile, deformation cone, and mandrel of the HPT mill

m is the feed; $\mu_{\Sigma x}$ is the elongation ratio of the tube in an arbitrary section of the cone; S_x, S_p, S_3, S_4 are the tube wall thicknesses in section x , at the end of the reduction zone, of the initial tube blank, and of the finished tube, respectively; D_x, D_3, D_4 are the tube diameters in section x , of the initial tube blank, and of the finished tube, respectively

утолщенных участков поперечного сечения (которые находятся в выпусках поперечного сечения калибра), но и с вышеприведенной особенностью пильгерного процесса, описанной правилом П.Т. Емельяненко. Если участок предотделки отсутствует, то в зону калибровки попадают сечения конуса с более толстой стенкой. Вдоль зоны калибровки наблюдается непрерывное увеличение зазора между внутренним диаметром трубы и оправкой. Из-за этого поступающие в зону калибровки сечения с более толстой стенкой так и остаются утолщенными. В итоге вдоль готовой трубы будет наблюдаться излишняя величина продольной разностенности. Толщина стенки вдоль готовой трубы будет изменяться волнообразно.

В холодной пильгерной прокатке различают обжатие вдоль конуса деформации и обжатие в мгновенном очаге деформации. Сам процесс можно рассматривать как движущийся вдоль рабочего конуса очаг деформации, параметры которого непрерывно изменяются [6; 9; 10]. Каждое сечение трубы, выходящее из мгновенного очага деформации, имеет геометрические параметры сечения, которое входит в другой, последующий мгновенный очаг деформации [17–19]. Обжатие по толщине стенки в периодической части конуса деформации (зона обжатия стенки, зона предотделки, см. рис. 1) можно рассчитать по одной из формул (Я.Е. Осады и Б.М. Рогова соответственно) [6; 9; 10]:

$$\Delta S_{\Sigma x} = \sqrt{S_x^2 + 2 \frac{m S_3 (S_3 - D_3)}{D_x - S_x} (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \alpha)} - S_x, \quad (2)$$

$$\Delta S_{\Sigma x} = m \mu_{\Sigma x} (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \alpha), \quad (3)$$

где $\mu_{\Sigma x} = F_3/F_x$; $F_x = \pi(D_x - S_x)S_x$.

Для расчета величины редуцирования вдоль конуса деформации имеется следующая формула [6; 9; 10; 18]:

$$\Delta D_{\Sigma x} = m \mu_{\Sigma x} \operatorname{tg} \gamma. \quad (4)$$

Поскольку в зоне калибровки и $\operatorname{tg} \gamma = 0$, и $\operatorname{tg} \alpha = 0$, то данные формулы нельзя использовать для расчета указанного обжатия по толщине стенки в этой зоне. П.К. Тетериным предложена зависимость, которая позволяет рассчитать обжатие по площади поперечного сечения в зоне калибровки с достаточной степенью точности и минимумом упрощений [6; 20; 21]:

$$\Delta F_{\text{кал.х}} = -\frac{V_{\Pi}}{F_3} f'(L_{3.0}), \quad (5)$$

где V_{Π} — объем подачи; $L_{3.0}$ — длина зоны обжатия.

Есть универсальные формулы, с помощью которых можно рассчитать величину обжатия по площади поперечного сечения за двойной ход клетки в любом сечении конуса, в том числе и в зоне калибровки [6; 20–21]:

$$\Delta F_x = \sqrt{f^2(x) - 2V_{\Pi} \frac{\sqrt{1 + (f'(x - \Delta x))^2} - 1}{f'(x - \Delta x)}} - f(x). \quad (6)$$

В настоящее время на рынке софта имеется ряд математических редакторов [22–25], позволяющих методом итерации для каждого произвольно выбранного сечения найти величину Δx (см. рис. 1). Итерация состоит в многократном расчете величины объема металла и определении параметров именно того сечения, которое отстоит от данного на величину объема подачи (далее «метод итерации»). Такая методика на данный момент является наиболее точной, она позволяет определить величину обжатия в зоне калибровки, утолщение трубы в зоне редуцирования и пр. В алгоритм расчета можно включить учет упругих деформаций клетки, а также нераскатанный объем металла от предыдущего хода клетки (в случае ведения процесса ХПТ с подачей и поворотом в обоих положениях клетки) и др.

Многие методики прогнозирования изменения геометрических характеристик трубы в ходе процесса ХПТ, а также методики определения ресурса пластичности металла включают в себя расчет коэффициента дробности деформации. Как правило, используется следующая формула [6; 9; 10]:

$$n = \frac{3l_{\text{обж}}}{m(1 + 2\mu_{\Sigma})}, \quad (7)$$

где $l_{\text{обж}}$ — протяженность обжимной зоны ручья; m — подача; μ_{Σ} — суммарная вытяжка.

Существует более точная формула, в большей мере учитывающая влияние изменения параметров калибровки на дробность деформации [6; 9]:

$$n = \frac{\int_0^{l_{\text{обж}}} f(x) dx}{V_{\Pi}} + 1, \quad (8)$$

где $f(x)$ — функция изменения площади поперечного сечения трубы вдоль конуса деформации.

Во многих математических редакторах, имея данные калибровки инструмента, рассчитать величину дробности деформации по формуле (8) не составляет большого труда.

Произведем анализ распределения величины деформации вдоль зоны калибровки. Для этого

были выбраны следующие калибровки деформационного инструмента станов ХПТ-32, рассчитанные для прокатки труб из титановых сплавов (на данном инструменте прокатаны промышленные партии труб). Из реальных, внедренных в производство калибровок выбирались калибровки с одной и той же начальной конусностью оправок с криволинейной образующей и маршруты с той же величиной конусности конусных оправок при возможно более широком спектре величин обжатия как по толщине стенки, так и по диаметру:

— $38 \times 3,2 \rightarrow 25 \times 1,65$ мм (далее: $38 \rightarrow 25$); тип оправки: с криволинейной образующей (криволинейная), степень крутизны оправки (и развертки ручья калибра согласно «Калибровки пропорциональных обжатий») — 1,65, начальная конусность: $2\text{tg}\alpha = 0,015$; $\mu_\Sigma = 2,89$; $\varepsilon_F = 65,4$ %; $\varepsilon_S = 48,44$ %; $\varepsilon_D = 34,21$ %; $\Delta D = 13$ мм; $\Delta d = 9,09$ мм;

— $32 \times 2,2 \rightarrow 19 \times 0,9$ мм (далее: $32 \rightarrow 19$); тип оправки: криволинейная, степень крутизны оправки (и развертки ручья калибра) — 2, начальная конусность: $2\text{tg}\alpha = 0,015$; $\mu_\Sigma = 4,025$; $\varepsilon_F = 75,15$ %; $\varepsilon_S = 59,091$ %; $\varepsilon_D = 40,625$ %; $\Delta D = 13$ мм; $\Delta d = 10,4$ мм;

— $19 \times 1,5 \rightarrow 12 \times 0,8$ мм (далее: $19 \rightarrow 12$); тип оправки: коническая, степень крутизны оправки (и развертки ручья калибра) — 2, конусность: $2\text{tg}\alpha = 0,015$; $\mu_\Sigma = 2,93$; $\varepsilon_F = 65,87$ %; $\varepsilon_S = 46,67$ %; $\varepsilon_D = 36,842$ %; $\Delta D = 7$ мм; $\Delta d = 5,6$ мм;

— $25 \times 2,8 \rightarrow 16,05 \times 1,6$ мм (далее: $25 \rightarrow 16$); тип оправки: коническая, степень крутизны оправки (и развертки ручья калибра) — 2, конусность:

$2\text{tg}\alpha = 0,015$; $\mu_\Sigma = 2,689$; $\varepsilon_F = 62,81$ %; $\varepsilon_S = 42,857$ %; $\varepsilon_D = 35,8$ %; $\Delta D = 8,095$ мм; $\Delta d = 6,55$ мм;

— $25 \times 2,8 \rightarrow 18 \times 2,1$ мм (далее: $25 \rightarrow 18$); тип оправки: коническая, степень крутизны оправки (и развертки ручья калибра) — 2, конусность: $2\text{tg}\alpha = 0,015$; $\mu_\Sigma = 1,862$; $\varepsilon_F = 46,28$ %; $\varepsilon_S = 25$ %; $\varepsilon_D = 28$ %; $\Delta D = 7$ мм; $\Delta d = 5,6$ мм;

— $38 \times 4,2 \rightarrow 32,1 \times 3$ мм (далее: $38 \rightarrow 32$); тип оправки: коническая, степень крутизны оправки (и развертки ручья калибра) — 1,65, конусность: $2\text{tg}\alpha = 0,015$; $\mu_\Sigma = 1,626$; $\varepsilon_F = 38,5$ %; $\varepsilon_S = 28,571$ %; $\varepsilon_D = 15,526$ %; $\Delta D = 5,9$ мм; $\Delta d = 3,5$ мм.

Поскольку в рассматриваемых калибровках присутствует зона предотделки, то величиной обжатия по толщине стенки в зоне калибровки можно пренебречь. Будут анализироваться функции распределения обжатия по площади поперечного сечения и по диаметру.

В таблице приведено распределение величины Δx (см. рис. 1) вдоль зоны калибровки при подаче $m = 4$ мм. Сечение $L_x = 0$ соответствует режиму оправки. Величина Δx находилась вышеописанным методом итерации.

На рис. 2 показано распределение величины обжатия (ΔF) по площади поперечного сечения вдоль того участка зоны калибровки, где еще совершается деформация трубы (участок затухания деформации). Расчет производился методом итерации. Величина деформации, связанная с раскаткой утолщений тех участков поперечного сечения трубы, которые попадают в выпуски калибра, не учитывалась.

Распределение величины Δx вдоль зоны калибровки при подаче $m = 4$ мм

Distribution of the Δx value along the sizing zone at a feed of $m = 4$ mm

L_x , мм	Δx , мм					
	38→25	32→19	19→12	25→16	25→18	38→32
0	11,5150	16,0341	11,6312	10,6970	7,4223	6,4990
5	11,5450	16,0500	11,6900	10,7380	7,4440	6,5030
10	11,5550	16,0840	11,7170	10,7541	7,448	6,504
15	11,5620	16,0978	11,7190	10,756		
20		16,1				
$m\mu_\Sigma$, мм	11,562	16,1	11,719	10,756	7,448	6,504
Тип оправки стана ХПТ	Криволинейная	Криволинейная	Коническая	Коническая	Коническая	Коническая
Примечание. $m\mu_\Sigma$ — линейное смещение за проход.						

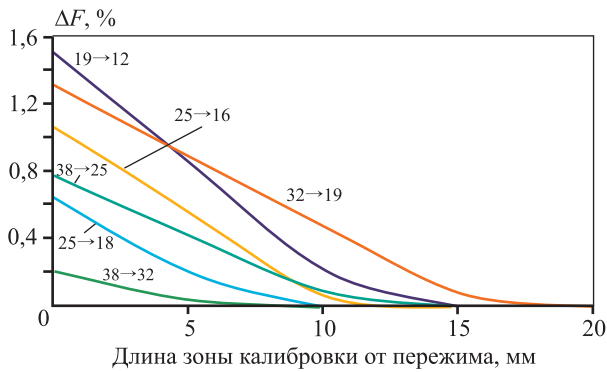


Рис. 2. Распределение величины относительного обжатия по площади поперечного сечения трубы вдоль зоны калибровки ($m = 4$ мм)

Величина деформации, связанная с раскаткой утолщений тех участков поперечного сечения трубы, которые попадают в выпуски калибра, не учитывается

Fig. 2. Distribution of relative reduction in tube cross-sectional area along the sizing zone ($m = 4$ мм)

The deformation associated with rolling out the thickened portions of the tube cross-section entering the groove flanks is not taken into account

Анализ данных таблицы и рис. 2 показывает, что на определенном расстоянии от пережима (в зоне калибровки) совершается некая величина обжатия сечений конуса деформации, не связанная с раскаткой утолщений трубы, образуемых вследствие наличия выпусков калибра (что ожидаемо). В эту зону еще поступают для деформации те сечения конуса, которые имеют больший диаметр, нежели рассматриваемые. К вопросу о том, как именно длина участка затухания деформации зависит от типа оправки и ее параметров, а также об определении точной протяженности этого участка, следует возвратиться в отдельных научных исследованиях. Однако видно, что протяженность участка затухания деформации несколько больше линейного смещения трубы за проход. Также следует заметить, что величина деформации трубы в конце этого участка (за пределами величины $m\mu_{\Sigma\chi}$ и вблизи нее) значительно меньше возможных допусков на внешний диаметр трубы. Если длина зоны калибровки будет меньше максимально возможного значения $m\mu_{\Sigma\chi}$, то это негативным образом скажется на точности труб. Следует еще раз заметить, что растущий вдоль зоны калибровки зазор между внутренним диаметром трубы и оправкой не позволяет раскатывать толщину стенки трубы в достаточной мере. Отсутствие зоны предотделки приводит к образованию волнистости толщины стенки трубы.

Из рис. 2 видно, что в начале зоны калибровки значение ΔF может достигать $\sim 1,5$ % (иногда и

до 2 %). В рассматриваемых калибровках существует зона предотделки, где калибруется толщина стенки, так что здесь вся величина деформации связана с редуцированием. Рассмотрим характер распределения величины редуцирования вдоль участка затухания деформации (рис. 3).

Из рис. 3 видно, что наибольшие значения величины ΔD имеет на маршрутах 32→19 и 38→25 мм. Это связано с тем, что на этих маршрутах наблюдаются наибольшие обжатия по внешнему диаметру при относительно небольшой степени крутизны ручья калибра. То, что график ΔD маршрута 32→19 лежит выше, чем для маршрута 38→25 мм, видимо, связано с большими величинами ϵ_D и Δd . Графики ΔD маршрутов 38→25 и 19→12 мм находятся близко друг к другу. При этом в маршруте 38→25 характеристики $\epsilon_D = 40,625$ %, $\Delta D = 13$ мм, $\Delta d = 10,4$ мм, а в маршруте 19→12 — $\epsilon_D = 36,842$ %, $\Delta D = 7$ мм, $\Delta d = 5,6$ мм. Близость графиков (несмотря на разницу в величине деформации) связана с тем, что в маршруте 38→25 применена оправка с криволинейной образующей. Несмотря на большие значения обжатий в этом маршруте, основная деформация вдоль конуса сдвинута в сторону входа трубы-заготовки в конус деформации, что характерно для калибровок с использованием подобных оправок. Графики ΔD остальных маршрутов лежат один под другим по мере уменьшения величин ϵ_D , ΔD и Δd .

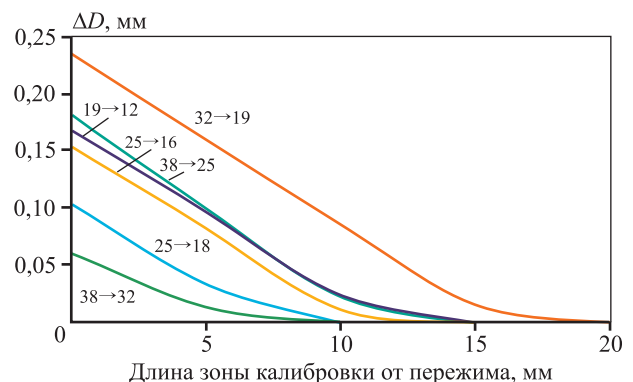


Рис. 3. Распределение величины абсолютного обжатия по внешнему диаметру трубы, вдоль зоны калибровки ($m = 4$ мм)

Величина деформации, связанная с раскаткой овальности тех участков поперечного сечения трубы, которые попадают в выпуски калибра, не учитывается

Fig. 3. Distribution of absolute reduction in tube outside diameter along the sizing zone ($m = 4$ мм)

The deformation associated with rolling out the ovality of those portions of the tube cross-section entering the groove flanks is not taken into account

Далее производился анализ точности расчета величины дробности деформации, определенной по формулам (7) и (8). Для анализа выбраны те же калибровки станков ХПТ. Сначала для каждого прохода итерационным методом вычислена действительная дробность деформации при подачах 2, 4, 6 и 8 мм. Затем, для тех же величин подачи, выполнен расчет дробности деформации по формулам (7) и (8). Обнаружено, что результаты, полученные итерационным методом, полностью совпадают с данными, вычисленными по формуле (8). При расчете дробности деформации по формуле (7) распределение геометрических параметров калибровки вдоль конуса деформации не учитывалось. При этом объем металла в конусе может изменяться в зависимости от типа выбираемой оправки (конусная или с криволинейной образующей), степени крутизны развертки ручья калибра и пр. Изменение объема металла в конусе деформации напрямую влияет на дробность деформации (при прочих равных параметрах). Поэтому значения дробности деформации, определенные итерационным методом, совпадают с рассчитанными по формуле (8). Оба этих метода учитывают изменение геометрических параметров сечений трубы вдоль конуса деформации.

На рис. 4 представлены графики отклонения значений дробности деформации, рассчитанной с использованием формулы (7), относительно значений этого показателя, определенного по формуле (8). Видно, что разница возрастает с увеличением подачи m . Результаты расчета дробности де-

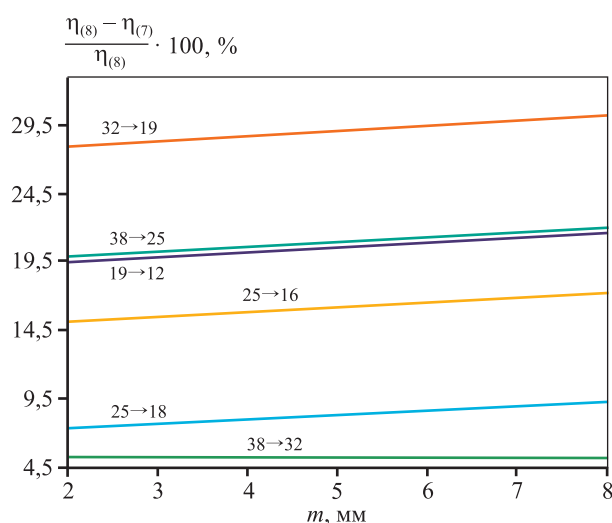


Рис. 4. Сравнение точности определения дробности деформации по формулам (7) и (8)

Fig. 4. Comparison of the accuracy of determining the deformation fractionation parameter using Eqs. (7) and (8)

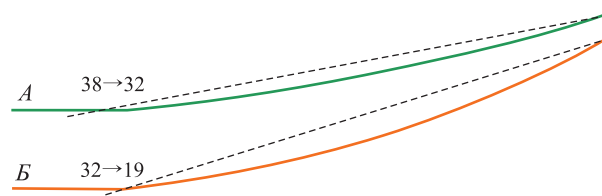


Рис. 5. Сравнение отклонения развертки ручья калибра от конусной формы на маршрутах А и В

А – 38→32 (конусная оправка, степень крутизны развертки калибра – 1,65)

В – 32→19 (оправка с криволинейной образующей, степень крутизны рабочей зоны оправки и калибра – 2)

Fig. 5. Comparison of the deviation of the groove-pass profile from a conical shape for routes A and B

А – 38→32 (conical mandrel, groove-pass steepness factor 1.65)

В – 32→19 (mandrel with a curved generatrix, steepness factor of the mandrel working zone and groove pass equal to 2)

формации для калибровок с конусной оправкой демонстрируют меньшее отклонение значений, нежели для калибровок с использованием оправки с криволинейной образующей. Повышение степени крутизны ручья калибра тоже негативным образом сказывается на точности формулы (7). Во всех выбранных калибровках при всех значениях величины подачи формула (7) дает заниженные значения величины дробности деформации.

Анализ факторов, влияющих на точность расчета дробности деформации по формуле (7), показал, что чем больше кривая развертки калибра и рабочей зоны оправки отличается от конусной, тем ошибка выше (рис. 5). Поэтому наименьшая разница между результатами определения дробности деформации по формулам (7) и (8) наблюдается на маршруте 38→32 (конусная оправка, степень крутизны развертки ручья калибра – 1,65), а наибольшая – на маршруте 32→19 (оправка с криволинейной образующей, степень крутизны рабочей зоны оправки и степень развертки ручья калибра – 2).

Заключение

Длина зоны калибровки и степень крутизны развертки калибра станков типа ХПТ оказывают значительное влияние на точность геометрических параметров готовых труб. С другой стороны, с увеличением длины зоны калибровки уменьшается зона обжатия, что негативным образом сказывается на распределении деформационных параметров вдоль конуса деформации. Один из методов оптимизации длины зоны калибровки связан с контролем функции распределения деформаци-

онных параметров вдоль этого участка развертки калибра. Выявлено, что известные формулы Я.Е. Осады и Б.М. Рогова не позволяют определять величину обжатия в зоне калибровки, так как и внутренняя, и наружная поверхности трубы имеют цилиндрическую форму. В настоящее время наиболее эффективными методами расчета величины обжатия на любом участке конуса являются метод с применением формулы П.К. Тетерина (5) и итерационный метод. Суть итерационного метода состоит в многократном расчете величины объема металла между рассматриваемым и произвольно выбранным (против рабочего хода клетки) сечениями до момента, когда объем металла между ними будет равен объему подачи. Учитывая наличие достаточно развитых математических редакторов, эти расчеты можно организовать без достаточно глубоких знаний в области программирования. Установлено, что метод итерации и метод с применением формулы П.К. Тетерина выдают одинаковые значения величины деформации в любом участке конуса деформации (не только в зоне калибровки). Анализ распределения величины деформации в зоне калибровки показал, что эта функция затухает на протяжении участка, равно- го линейному смещению трубы за проход. При чем величина деформации на значительном протяжении этого участка гораздо меньше допуска на наружный диаметр трубы. Данный факт может быть важен при оптимизации деформационных параметров станов типа ХПТ в случае прокатки рядовых партий труб, когда возникает необходимость в увеличении длины зоны обжатия стенки трубы.

Анализ точности определения величины дробности деформации по формулам (7) и (8) показал, что формула (7) дает заниженные результаты. При этом разница в данных будет тем больше, чем сильнее кривая развертки калибра и рабочей зоны оправки отличается от конусной, и может достигать 25–30 %. Формула (7) не учитывает изменение крутизны образующей развертки ручья калибра, т.е. не учитывает влияние изменения объема металла в конусе деформации на величину дробности деформации. Результаты анализов, приведенных в работе, применялись при расчете калибровок для прокатки труб из титановых и циркониевых сплавов.

Список литературы/References

1. Пумпянский Д.А., Илларионов А.Г., Водолазский Ф.В., Космацкий Я.И., Попов А.А. Перспек-

тивные сплавы титана для изготовления холодно-деформированных труб. *Металлург.* 2023;(1):37–48. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_01_37

Pumpyanskiy D.A., Illarionov A.G., Vodolazskiy F.V., Kosmatskiy Y.I., Popov A.A. Promising titanium alloys for manufacture of cold-worked pipes. *Metallurg.* 2023;(1):37–48. (In Russ.).

https://doi.org/10.52351/00260827_2023_01_37

2. Tomilo V.A., Pilipenko S.V., Duda A.V., Shtempel O.P., Vigerina T.V. Method for determination of the friction coefficient during cold rolling of extra thin sheets. *Journal of Friction and Wear.* 2024;45(3):147–151.

<https://doi.org/10.32864/0202-4977-2024-45-3-220-226>

3. Томило В.А., Пилипенко С.В. Обеспечение необходимого типа микроструктуры металла титановых и циркониевых труб. *Литье и металлургия.* 2022;(1):106–112.

<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-1-106-112>

Tomilo V.A., Pilipenko S.V. Providing the necessary type of metal microstructure of titanium and zirconium pipes. *Litiyo i Metallurgiya.* 2022;(1):106–112. (In Russ.).

<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-1-106-112>

4. Mishchenko O. Possibilities for reducing lateral difference cold rolled titanium alloy pipe. *Metallurgical and Ore Mining Industry.* 2019;(5–6):57–66.

<https://doi.org/10.34185/0543-5749.2019-5-6-57-66>

5. Lee S.-K., Lee K.-H. Profile design of the grooved die and rolling force prediction in the cold pilger rolling process. *Applied Sciences.* 2021;11(23):11265.

<https://doi.org/10.3390/app112311265>

6. Пилипенко С.В. Теоретические основы холодной пильгерной прокатки труб. Новополоцк: Полоцкий гос. ун-т им. Евфросинии Полоцкой, 2022. 288 с.

7. Головачева М.В., Орлов Г.А., Ведерников М.А. Совершенствование калибровки инструмента стана холодной прокатки труб. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.* 2023;79(5):375–380.

<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2023-5-375-380>

Golovacheva M.V., Orlov G.A., Vedernikov M.A. Improvement of calibration of the tool of the cold rolling mill of pipes. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii.* 2023;79(5):375–380. (In Russ.).

<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2023-5-375-380>

8. Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В. Холодная пильгерная прокатка труб. Днепропетровск: Пороги, 2005. 260 с.

9. Шевакин Ю.Ф. Калибровки и усилия при холодной прокатке труб. М.: Металлургиздат, 1963. 269 с.

10. Чечулин Ю.Б., Кондратов А.А., Орлов Г.А. Холодная прокатка труб. М.: Металлургиздат, 2017. 332 с.

11. Ojeda-López A., Botana-Galvín M., González-Rovira L., Botana F.J. Numerical simulation as a tool for the study, development, and optimization of rolling processes: A review. *Metals*. 2024;14(7):737. <https://doi.org/10.3390/met14070737>
12. Azizoğlu Y., Sjöberg B., Lindgren L.-E. Modeling of cold pilgering of stainless-steel tubes. *Journal of Manufacturing Processes*. 2024;112:112–125. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.01.039>
13. Столетний М.Ф., Клемперт Е.Д. Точность труб. М.: Металлургия, 1975. 239 с.
14. Yu Z., Wang Y., Xiu W., Wang Y., Li B. Numerical and experimental study on cold rolling process of 5B02 aluminum alloy tubes. *Journal of Physics*. 2024;2690(1):012002. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2690/1/012002>
15. Chu Z., Xue Z., Zhang D., Wang H., Li W., Liu R., Huang Q. Parameters of cold pilgering of seamless steel tube. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2019;26:593–601. <https://doi.org/10.1007/s42243-019-00269-z>
16. Holovchenko O., Grigorenko V., Protsiv V. Microstructures and mechanical properties of cold rolled pipes with increased small deformation. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. 2023;(3): 54–59. <https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-3/054>
17. Ding X., Li R., Jin P., Wang W., Zhang C., Ma M., Huang J. Influence of cold-rolling processes on the dimensional accuracy and roughness of small-diameter thick-walled seamless tubes. *Metals*. 2024;14(11):1297. <https://doi.org/10.3390/met14111297>
18. Wang J., Liu H.-M., Li S.-F., Chen W.-J. Cold roll forming process design for complex stainless-steel section based on COPRA and orthogonal experiment. *Materials*. 2022;15(22):8023. <https://doi.org/10.3390/ma15228023>
19. Пилипенко С.В. Анализ влияния технологических факторов процесса холодной прокатки труб на изменение распределения Q-фактора вдоль конуса деформации. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2019;(3):30–35. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-3-30-35>
20. Pilipenko S.V. Analysis of the influence of cold pipe rolling technological factors on the change in Q-factor distribution along the deformation cone. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2019;(3):30–35. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-3-30-35>
21. Azizoğlu Y. Modeling of cold pilgering of tubes. Lulee University of Technology: Graphic production, 2017. 98 p.
22. Тетерин П.К. Теория периодической прокатки. М.: Металлургия, 1978. 185 с.
23. Шевченко А. Линейное программирование. М.: ИНФРА-М, 2025. 253 с. <https://doi.org/10.12737/1899098>
24. Majid N., Afzali S.H. Streamline performance of Excel in stepwise implementation of numerical solutions. *Computer Applications in Engineering Education*. 2016;24(4): 555–566. <https://doi.org/10.1002/cae.2173>
25. Lopes C.P., Rangel R.L., Martha L.F. An interactive user interface for a structural analysis software using computer graphics techniques in MATLAB. *Computer Applications in Engineering Education*. 2021;29(6):1505–1525. <https://doi.org/10.1002/cae.22406>
26. Gallard-Rodríguez J.J. Improving the learning of thickening design through graphical methods with the freeware software SMATH studio. *Computer Applications in Engineering Education*. 2020;28(6):1391–1405. <https://doi.org/10.1002/cae.223>

Информация об авторе

Станислав Владимирович Пилипенко — к.т.н., доцент кафедры автомобильного транспорта, Полоцкий государственный университет им. Ефросиньи Полоцкой. <https://orcid/0000-0002-1110-2016>
E-mail: 44-08@mail.ru

Information about the author

Stanislav V. Pilipenko — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Automobile Transport, Euphrosyne Polotskaya State University of Polotsk. <https://orcid/0000-0002-1110-2016>
E-mail: 44-08@mail.ru

Статья поступила в редакцию 11.08.2025, доработана 04.11.2025, подписана в печать 06.11.2025

The article was submitted 11.08.2025, revised 04.11.2025, accepted for publication 06.11.2025

УДК 621.771

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-39-46>

Научная статья

Research article



Влияние асимметричной прокатки на алюминиевые сплавы 1580 и 1545K

М.А. Никитина, А.М. Песин, Л.В. Носов, А.М. Барышникова

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
Россия, 455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск, пр-т Ленина, 38

✉ Маргарита Александровна Никитина (mgurbich@yandex.ru)

Аннотация: Проведены сравнительные исследования технологической пластичности при горячей прокатке и свойств листового проката, полученного методом симметричной и асимметричной прокатки деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов 1545K и 1580 системы Al–Mg–Sc. В качестве объектов исследований выбраны слитки из этих сплавов сечением 210×100 мм, полученные на лабораторной установке. Симметричную прокатку выполняли до толщины 16 мм, далее заготовку разрезали на части и проводили симметричную и асимметричную прокатку с коэффициентом рассогласования скоростей рабочих валков 1,5. Оба вида прокатки были осуществлены в лаборатории «Механика градиентных наноматериалов» им. А.П. Жилева МГТУ им. Г.И. Носова на промышленно-лабораторном прокатном стане 400. Одной из ключевых особенностей этого стана является наличие индивидуального привода рабочих валков, что позволяет задавать им различную скорость вращения – максимально возможное отношение скоростей рабочих валков $V_1/V_2 = 10/1$. После горячей прокатки получали листовые катаные полуфабрикаты толщиной 6 мм, на которых проводилось исследование микроструктуры. Металлографический анализ показал положительное влияние асимметричной горячей прокатки на уменьшение размера зерна для каждого из сплавов. С помощью последующей холодной симметричной прокатки изготавливали тонколистовые полуфабрикаты толщиной 2 мм. При холодной прокатке оценивалось усилие прокатки при первом проходе, что также подтвердило положительное влияние скоростного рассогласования валков. Изучение механических характеристик проводилось на тонколистовых полуфабрикатах в деформированном состоянии и после отжига при температуре 330 °С с выдержкой 2 ч. Полученные механические свойства свидетельствуют, что применение горячей асимметричной прокатки приводит к повышению механических характеристик сплавов 1580 и 1545K. Использование скоростной асимметрии позволяет снизить количество проходов в чистой клетке для этих сплавов, что, в свою очередь, благоприятно сказывается на качестве кромок, так как не приводит к предварительному их захлаживанию в процессе прокатки.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, скандий, асимметричная прокатка, горячая прокатка, катаные полуфабрикаты.

Благодарности: Исследования выполнены за счет гранта РНФ (соглашение № 23-79-30015), <https://rscf.ru/project/23-79-30015/>

Для цитирования: Никитина М.А., Песин А.М., Носов Л.В., Барышникова А.М. Влияние асимметричной прокатки на алюминиевые сплавы 1580 и 1545K. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):39–46. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-39-46>

Effect of asymmetric rolling on 1580 and 1545K aluminum alloys

M.A. Nikitina, A.M. Pesin, L.V. Nosov, A.M. Barishnikova

Nosov Magnitogorsk State Technical University
38 Lenin Prosp., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russia

✉ Margarita A. Nikitina (mgurbich@yandex.ru)

Abstract: A comparative study was carried out on the technological ductility during hot rolling and on the properties of rolled sheet products obtained by symmetric and asymmetric rolling of wrought, non-heat-treatable Al–Mg–Sc alloys 1545K and 1580. The study used ingots of

these alloys with a cross-section of 210×100 mm produced on a laboratory unit. Symmetric rolling was performed to a thickness of 16 mm, after which the workpiece was cut into parts and subjected to either symmetric or asymmetric rolling with a roll-speed mismatch ratio of 1.5. Both rolling processes were carried out in the A.P. Zhilyaev Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials at Nosov Magnitogorsk State Technical University on an industrial laboratory 400 rolling mill. One of the key features of this mill is the presence of individual drives for the work rolls, which makes it possible to set different roll rotation speeds, with a maximum attainable work-roll speed ratio of $V_1/V_2 = 10/1$. After hot rolling, rolled sheet semi-finished products 6 mm in thickness were obtained and examined for microstructure. Metallographic analysis showed a positive effect of asymmetric hot rolling on grain refinement in both alloys. Subsequent cold symmetric rolling was used to produce thin-sheet semi-finished products 2 mm in thickness. During cold rolling, the rolling force in the first pass was evaluated, which also demonstrated a positive effect of roll-speed mismatch. Mechanical properties were studied on the thin-sheet semi-finished products in the strain-hardened condition and after annealing at 330 °C for 2 h. The resulting mechanical properties indicate that the use of asymmetric hot rolling improves the mechanical performance of alloys 1580 and 1545K. The use of speed asymmetry makes it possible to reduce the number of passes in the finishing stand for these alloys, which in turn has a favorable effect on edge quality because it prevents their premature cooling during rolling.

Key words: aluminum alloys, scandium, asymmetric rolling, hot rolling, rolled semi-finished products.

Acknowledgments: The study was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 23-79-30015), <https://rscf.ru/project/23-79-30015/>

For citation: Nikitina M.A., Pesin A.M., Nosov L.V., Barishnikova A.M. Effect of asymmetric rolling on 1580 and 1545K aluminum alloys. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):39–46. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-39-46>

Введение

Деформируемые термически неупрочняемые алюминиевые сплавы системы Al—Mg—Sc привлекают внимание благодаря уникальному сочетанию прочности, пластичности и свариваемости, обеспечиваемому дисперсионным упрочнением за счет мелкодисперсных частиц $Al_3(Sc, Zr)$ [1–3]. Яркими представителями данной группы сплавов являются сплавы 1545 и 1580K. Сплав 1545K разработан специалистами АО «Композит» (г. Королев) и ОАО «ВИЛС» (г. Москва) для изготовления герметичных сварных конструкций для криогенной техники. Его химический состав (ГОСТ 4784-2019) включает, %: 4,5–4,9 Mg, 0,05–0,12 Zr и 0,17–0,27 Sc [4–7]. Сплав 1545K, как самый известный сплав группы сплавов 01570, обладает высоким содержанием скандия, что существенно сказывается на его стоимости. С целью снижения цены полуфабрикатов были проведены исследования по созданию экономнолегированных скандием сплавов, среди которых одним из первых промышленно освоенных является сплав 1580, разработанный ОК РУСАЛ (Россия) совместно с Сибирским федеральным университетом (г. Красноярск). Химический состав сплава 1580 (ГОСТ 4784-2019) содержит, %: 4,9–5,3 Mg, 0,06–0,18 Zr и 0,05–0,14 Sc [8].

Несмотря на все усилия по созданию экономнолегированных сплавов, стоимость полуфабрикатов остается значительным фактором, ограничивающим их применение. Для широкого внедрения этих сплавов необходимо продолжать работу по оптимизации их составов, разработке новых технологий и снижению затрат на производство. Только комплексный подход позволит по-

лучить сплавы с высоким содержанием скандия, которые станут более доступными и конкурентоспособными на рынке.

Для снижения стоимости полуфабрикатов необходимо оптимизировать производственные издержки. Существующие методы обработки алюминиевых сплавов серии 5XXX — такие, как многократные проходы при горячей и холодной прокатке, отжиги для снятия внутренних напряжений и снижения риска возникновения трещин на кромках, а также использование эджеров, — значительно увеличивают затраты [9].

Одним из методов, наиболее перспективных и высокопроизводительных для получения субмикроструктурных тонких листов и полос с улучшенными прочностными характеристиками, является процесс асимметричной прокатки. Этот метод основан на целенаправленном создании рассогласования окружных скоростей валков, что позволяет эффективно индуцировать формирование субмикроструктурной структуры в алюминиевых сплавах [10–12]. Асимметричные условия при прокатке оказывают значительное воздействие на кинематические характеристики очага деформации, что приводит к изменению протяженности зон отставания и опережения относительно верхнего и нижнего валков. Эти зоны играют ключевую роль в определении эффективности и качества процесса деформационного измельчения, поскольку напрямую влияют на микроструктурные параметры материала и его механические свойства. Асимметричная прокатка демонстрирует высокую технологическую гибкость и потенциал для масштабирования, что де-

лает ее особенно привлекательной для промышленного применения [13–23]. Ранее проведенные исследования показали целесообразность применения асимметричной прокатки для сплавов системы Al–Mg–Sc [24; 25].

Целью настоящей работы являлся поиск закономерностей при асимметричной прокатке сплавов 1545K и 1580 с целью распространения полученных результатов для всей группы сплавов.

Методика исследований

Были получены слитки из сплавов марок 1580 и 1545K, изготовленные методом полунепрерывного литья в кристаллизатор скольжения на лабораторной установке. Перед началом эксперимента слитки были подвергнуты гомогенизации: для сплава 1580 — по одноступенчатому режиму, для сплава 1580 — по двухступенчатому режиму, принятому на заводах-изготовителях. После обточки размеры заготовки для последующей прокатки составили, мм: ширина — 210, толщина — 100, длина — 210.

Предварительный нагрев заготовки перед горячей прокаткой осуществлялся в электропечи ПЛ20 до температуры 440 °С с выдержкой в течение 3 ч. Этот этап является критически важным для достижения оптимальных условий деформации и минимизации внутренних напряжений в материале.

Прокатку заготовки проводили на лабораторно-промышленном стане 400 в лаборатории «Механика градиентных наноматериалов» им. А.П. Жилеева МГТУ им. Г.И. Носова. Одной из ключевых особенностей этого стана является наличие индивидуальных приводов на валках, что позволяет задавать им различную скорость вращения. Это, в свою очередь, обеспечивает возможность проведения асимметричной прокатки, которая является важным инструментом для изучения влияния анизотропии свойств материалов на их механические характеристики.

В исследовании использовались две основные технологии прокатки: классическая симметричная и предлагаемая асимметричная. В рамках классической горячей прокатки заготовка была доведена до толщины 16 мм с последующим разделением ее на части. Для каждого сплава была проведена прокатка по классической симметричной технологии, а также по асимметричной с коэффициентом 1,5.

Усилие, возникающее в процессе прокатки, регистрировалось программным обеспечением

лабораторно-промышленного стана 400. Это позволило провести детальный анализ динамики деформации и определить оптимальные параметры процесса.

Для исследования микроструктуры на оптическом микроскопе были изготовлены микрошлифы. Процесс изготовления шлифов включал в себя запрессовку образцов в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе «Simplimet 1000» (Buechler, Австрия). Для выявления микроструктуры поверхность шлифа подвергалась травлению реактивом Келлера: HNO_3 (2,5 мл) + HCl (1,5 мл) + HF (1 мл) + H_2O (95 мл) — методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом.

Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе «Axio Vert» (Carl Zeiss, Германия) с использованием системы компьютерного анализа изображений «Thixomet PRO» (ООО «Тиксомет», Россия). Изображение микроструктуры, полученное с помощью цифровой камеры, выводилось на компьютер для дальнейшего анализа с применением специализированных программ. Отбор проб на микроструктуру осуществлялся после горячей прокатки.

Для оценки механических свойств полученных образцов были проведены испытания на растяжение на испытательной машине «Servopulser U-type» (Shimadzu, Япония) в соответствии со стандартом ASTM E8. Определялись такие параметры, как предел прочности, предел текучести и удлинение на пятикратных образцах. Образцы отбирались после холодной прокатки в нагартованном состоянии и после отжига по режиму 330 °С с выдержкой 2 ч.

Результаты и их обсуждение

Полученные силовые параметры стана при горячей симметричной и асимметричной прокатках представлены в табл. 1.

При оценке усилий горячей прокатки установлено, что для сплавов 1580 и 1545K отмечается следующая закономерность: при первом проходе усилия при симметричной и асимметричной прокатках совпадают с существенно большим обжатием за один проход при асимметрии. Применение асимметричной прокатки позволяет сократить количество проходов. Чистовая прокатка при скоростной асимметрии возможна за один проход, что, в свою очередь, не допускает дополнительного охлаждения кромок и благоприятно сказывается на их качестве.

Таблица 1. Силовые параметры

Table 1. Rolling force parameters

Сплав	Коэффициент асимметрии	Отношение скоростей валков	Относительное обжатие, %	Усилие прокатки, т
1580	1,0	10/10	15,3	116
			24,8	187
			27,6	192
	1,5	6,6/10,0	53,6	116
1545K	1,0	10/10	20,0	53
			21,1	121
			22,4	159
	1,5	6,6/10,0	60,7	53

Таблица 2. Силовые параметры холодной прокатки при первом проходе

Table 2. Rolling force parameters in the first pass of cold rolling

Сплав	Вид горячей прокатки	Относительное обжатие, %	Усилие, т
1545K	Симметричная без отжига	62	194
	Симметричная после отжига	62	182
	Асимметричная ($k = 1,5$)	62	177
1580	Симметричная без отжига	30	123
	Симметричная после отжига	30	105
	Асимметричная ($k = 1,5$)	30	109

Оцениваемыми параметрами были обжатие и усилие при первом проходе холодной прокатки после горячей прокатки. Эти показатели позволяют определить влияние горячей асимметричной прокатки на дальнейшую холодную прокатку. Параметры при первом проходе холодной прокатки представлены в табл. 2.

Сравнение усилий при первом проходе холодной прокатки показало, что после горячей асимметричной прокатки и после горячей классической (симметричной) прокатки с последующим отжигом они сопоставимы. Данное утверждение справедливо как для сплава 1545K, так и для сплава 1580. Горячая асимметричная прокатка улучшает технологическую пластичность алюминиевых сплавов серии 5XXX со скандием, в том числе при последующей холодной симметричной прокатке.

Микроструктура сплава 1580 после горячей прокатки — симметричной и асимметричной (коэффициент рассогласования скоростей валков $k = 1,5$) — представлена на рис. 1.

Микроструктура сплава 1545K после симметричной и асимметричной ($k = 1,5$) горячей прокатки приведена на рис. 2.

Оценка микроструктуры сплавов показала, что после горячей асимметричной прокатки для каждого из сплавов наблюдается уменьшение размера зерна. Однако зерно остается деформированным, что свидетельствует об отсутствии динамической рекристаллизации в процессе горячей прокатки.

На рис. 3 сравниваются механические свойства изготовленных методом холодной прокатки полуфабрикатов толщиной 2 мм из сплава 1545K при проведении предварительной горячей прокатки (симметричной или асимметричной).

На рис. 4 представлены механические свойства холоднокатаных полуфабрикатов из сплава 1545K толщиной 2 мм в состоянии после отжига при различных вариантах горячей прокатки (симметричной, асимметричной)

На рис. 5 сопоставлены механические свойства холоднокатаных полуфабрикатов из сплава 1580 толщиной 2 мм в случае симметричной

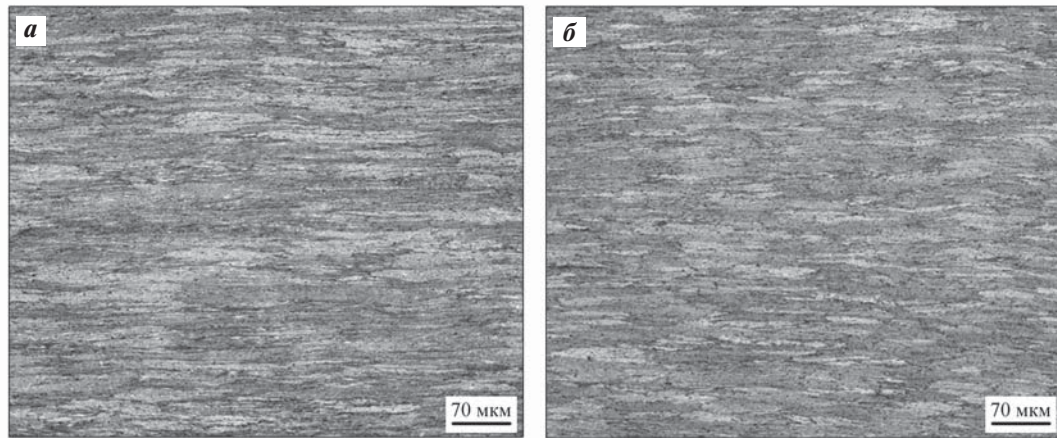


Рис. 1. Микроструктура сплава 1580 после горячей прокатки в поперечном направлении
 а – симметричная прокатка, б – асимметричная ($k = 1,5$)

Fig. 1. Microstructure of 1580 alloy after hot rolling in the transverse direction
 а – symmetric rolling, б – asymmetric rolling ($k = 1.5$)

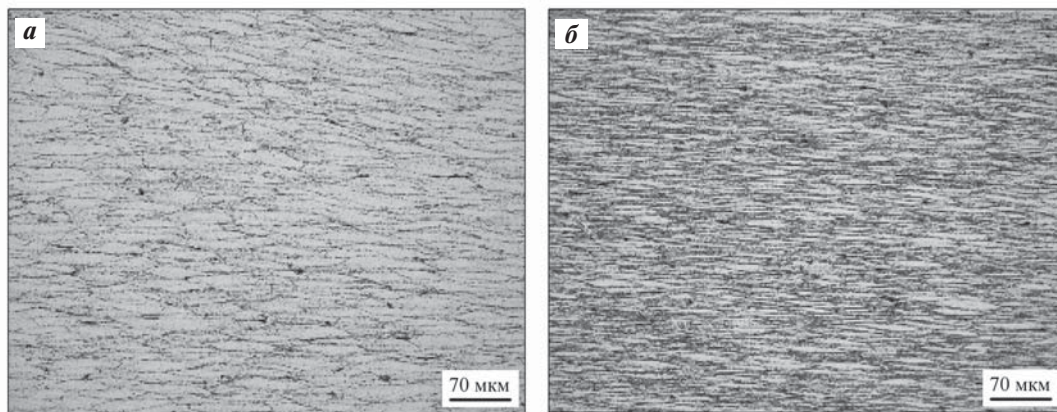


Рис. 2. Микроструктура сплава 1545K после горячей прокатки в поперечном направлении
 а – симметричная прокатка, б – асимметричная ($k = 1,5$)

Fig. 2. Microstructure of 1545K alloy after hot rolling in the transverse direction
 а – symmetric rolling, б – asymmetric rolling ($k = 1.5$)

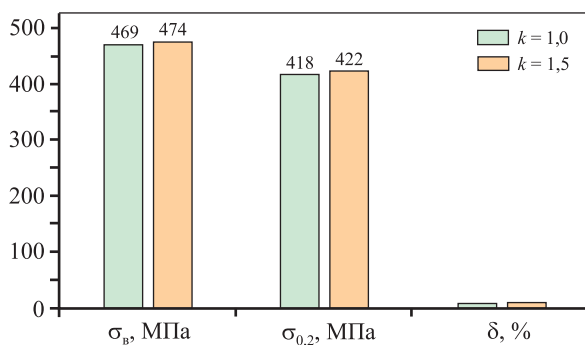


Рис. 3. Механические свойства листов из сплава 1545K после холодной прокатки

Fig. 3. Mechanical properties of 1545K alloy sheets after cold rolling

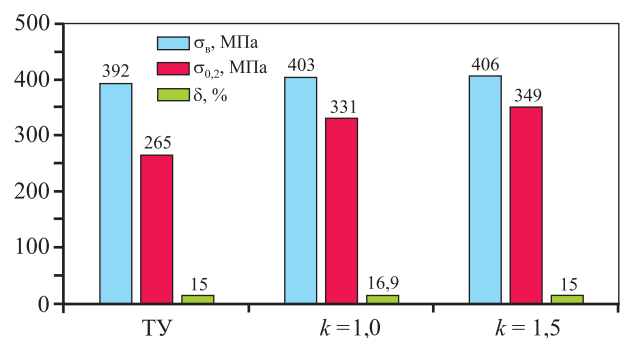


Рис. 4. Механические свойства листов из сплава 1545K после отжига

Fig. 4. Mechanical properties of 1545K alloy sheets after annealing

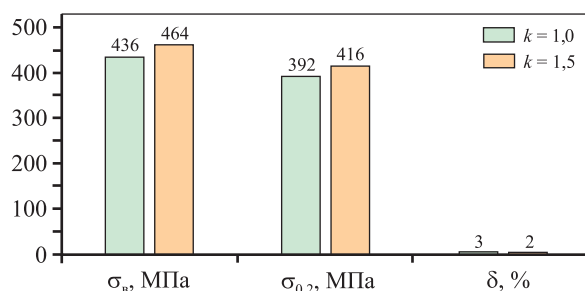


Рис. 5. Механические свойства листов из сплава 1580 после холодной прокатки

Fig. 5. Mechanical properties of 1580 alloy sheets after cold rolling

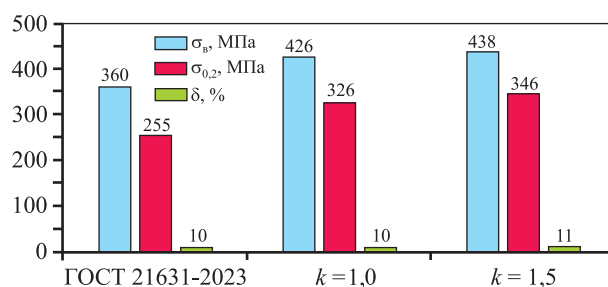


Рис. 6. Механические свойства листов из сплава 1580 после отжига

Fig. 6. Mechanical properties of 1580 alloy sheets after annealing

или асимметричной предварительной горячей прокатки.

На рис. 6 приведены механические показатели холоднокатаных полуфабрикатов из сплава 1580 толщиной 2 мм в состоянии после отжига, которые различны для предварительной горячей прокатки (симметричной или асимметричной).

Анализ полученных механических характеристик сплавов 1545К и 1580 показал, что применение асимметрии при горячей прокатке повышает условный предел текучести на ~20 МПа.

Заключение

Горячая асимметричная прокатка повышает технологическую пластичность сплавов 1545К и 1580 и позволяет сократить горячую чистовую обработку до 1 прохода. При последующей холодной симметричной прокатке наблюдается улучшение технологической пластичности с возможностью проведения большего обжатия на первом проходе. Сокращение проходов в процессе горячей прокатки снижает риск захлаживания кромок, что благоприятно сказывается на их качестве.

Микроструктура после горячей асимметричной прокатки для сплавов 1545К и 1580 показывает одинаковую тенденцию к уменьшению размера зерна. Механические свойства для обоих сплавов после последующей холодной симметричной прокатки характеризуются повышением предела текучести на ~20 МПа.

Изменения характеристик сплавов 1545К и 1580 за счет применения асимметричной горячей прокатки схожи, что позволяет распространить данные закономерности и для других сплавов системы алюминий—магний—скандий.

Список литературы/References

- Захаров В.В., Филатов Ю.А. Современные тенденции развития алюминиевых сплавов, легированных скандием. *Технология легких сплавов*. 2022;(3):9—18. <https://doi.org/10.24412/0321-4664-2022-3-9-18>
Zakharov V.V., Filatov Yu.A. Modern trends in the development of aluminum alloys doped with scandium. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2022;(3):9—18. (In Russ.). <https://doi.org/10.24412/0321-4664-2022-3-9-18>
- Дриц М.Е., Торопова Л.С., Быков Ю.Г., Елагин В.И., Филатов Ю.А. Структура и свойства сплавов Al—Sc и Al—Mg—Sc. В сб.: *Металлургия и металловедение цветных сплавов*. М.: Наука, 1982. С. 213—223.
- Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Изд. дом «Руда и металлы», 2017. 437 с.
- Филатов Ю.А., Елагин В.И., Захаров В.В., Панасюгина Л.И., Доброжинская Р.И., Елисеев А.А., Додин Г.В., Звонков А.А., Петроковский С.А., Молочев В.П. Криогенный деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: Патент 2343218 (РФ). 2009.
- Филатов Ю.А., Байдин Н.Г., Доброжинская Р.И., Хамнагдаева Е.А., Овсянников Б.В. Новый термически неупрочняемый свариваемый криогенный сплав 1545К системы Al—Mg—Sc. *Технология легких сплавов*. 2014;(1):32—36.
Filatov Yu.A., Baidin N.G., Dobrozhinskaya R.I., Khamnagdaeva E.A., Ovsyannikov B.V. A new thermally refractory weldable cryogenic alloy 1545K of the Al—Mg—Sc system. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2014;(1):32—36. (In Russ.).
- Захаров В.В., Елагин В.И., Ростова Ю.А., Филатов Ю.А. Металловедческие принципы легирования алюминиевых сплавов скандием. *Технология легких сплавов*. 2010;(1):67—73.

- Zakharov V.V., Elagin V.I., Rostova Yu.A., Filatov Yu.A. Metallographic principles of alloying aluminum alloys with scandium. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2010;(1): 67–73. (In Russ.).
7. Филатов Ю.А. Алюминиевые сплавы системы Al—Mg—Sc для сварных и паяных конструкций. *Цветные металлы*. 2014;(1):80–86.
Filatov Yu.A. Aluminum alloys of the Al—Mg—Sc system for welded and soldered structures. *Tsvetnye metally*. 2014;(1):80–86. (In Russ.).
 8. Захаров В.В., Филатов Ю.А. Экономнолегированные скандием алюминиевые сплавы. *Технология легких сплавов*. 2021;(4):31–37.
<https://doi.org/10.24412/0321-4664-2021-4-31-37>
Zakharov V.V., Filatov Yu.A. Economically alloyed aluminum alloys with scandium. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2021;(4):31–37. (In Russ.).
<https://doi.org/10.24412/0321-4664-2021-4-31-37>
 9. Кондратьева Н.Б., Золоторевский Ю.С. Сплавы алюминия с магнием (магналии). В справ.: *Промышленные алюминиевые сплавы*. Отв. ред. Ф.И. Квасов, И.Н. Фридляндер. М.: Металлургия, 1984. С. 37–51.
 10. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Песин И.А., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Свечков А.И. Разработка технологических схем асимметричной прокатки алюминиевых лент, обладающих повышенной прочностью и пластичностью. *Теория и технология металлургического производства*. 2022;41(2):32–40.
Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Pesin I.A., Kozhemyakina A.E., Nosov L.V., Sverchkov A.I. Development of technological schemes for asymmetric rolling of aluminum tapes with increased strength and ductility. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2022;41(2):32–40. (In Russ.).
 11. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Швеева Т.В., Стебляно В.Л., Федосеев В.А. Моделирование немонотонности течения металла при асимметричной тонколистовой прокатке с рассогласованием скоростей валков. *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2017;(1):56–63.
<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-1-56-63>
Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Shveeva T.V., Steblyanko V.L., Fedoseev V.A. Simulation of nonmonotonic metal flow during asymmetric sheet rolling with different velocities of the rolls. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*. 2017;(1):56–63. (In Russ.).
<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-1-56-63>
 12. Кожевников А.В., Шалаевский Д.Л., Кожевникова И.А., Смирнов А.С., Корепина К.Р. Алгоритм проектирования режима асимметричной прокатки. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2024;80(6):72–81.
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2024-6-72-81>
Kozhevnikov A.V., Shalaevskii D.L., Kozhevnikova I.A., Smirnov A.S., Korepina K.P. Algorithm for designing asymmetrical rolling mode. *Ferrous Metallurgy: Bulletin of Scientific Technical and Economic Information*. 2024;80(6):72–81. (In Russ.).
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2024-6-72-81>
 13. Graça A., Vincze G., Wen W., Butuc M.C., Lopes A.B. Numerical study on asymmetrical rolled aluminum alloy sheets using the visco-plastic self-consistent (VPSC) method. *Metals*. 2022;12(6):979.
<https://doi.org/10.3390/met12060979>
 14. Amegadzie M.Y., Bishop D.P. Effect of asymmetric rolling on the microstructure and mechanical properties of wrought 6061 aluminum. *Materials Today. Communication*. 2020;25:101283.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101283>
 15. Zhao Q., Hu X., Liu X. Analysis of mechanical parameters in multi-pass asymmetrical rolling of strip by slab method. *Materials*. 2023;16(18):6286.
<https://doi.org/10.3390/ma16186286>
 16. Zhang T., Li L., Lu Sh.-H., Gong H., Wu Y.-X. Comparisons of different models on dynamic recrystallization of plate during asymmetrical shear rolling. *Materials*. 2018;11(1):151. <https://doi.org/10.3390/ma11010151>
 17. Aboutorabi A., Assempour A., Afrasiab H. Analytical approach for calculating the sheet output curvature in asymmetrical rolling: In the case of roll displacement as a new asymmetry factor. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2016;105:11–22.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2015.10.016>
 18. Muñoz J.A., Avalos M., Schell N., Brokmeier H.G., Bolmaro R.E. Comparison of a low carbon steel processed by Cold Rolling (CR) and Asymmetrical Rolling (ASR): Heterogeneity in strain path, texture, microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;64:557–575.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.02.017>
 19. Xu G., Cao X., Zhang T., Duan Y., Peng X., Deng Y., Yin Zh. Achieving high strain rate superplasticity of an Al—Mg—Sc—Zr alloy by a new asymmetrical rolling technology. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;672:98–107.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.06.070>
 20. Ma C., Hou L., Zhang J., Zhuang L. Influence of thickness reduction per pass on strain, microstructures and mechanical properties of 7050 Al alloy sheet processed by asymmetric rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;650:454–468.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.059>

21. Šlapáková M., Kihoulou B., Grydin O. Development of microstructure of asymmetrically rolled AA3003 aluminium sheets with Zr addition. *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*. 2023;2:100012.
<https://doi.org/10.1016/j.jalms.2023.100012>
22. Vincze G., Simões F.J.P., Butuc M.C. Asymmetrical rolling of aluminum alloys and steels: A review. *Metals*. 2020;10(9):1126. <https://doi.org/10.3390/met10091126>
23. Zhao Q., Hu X., Liu X. Analysis of mechanical parameters in multi-pass asymmetrical rolling of strip by slab method. *Materials*. 2023;16(18):6286.
<https://doi.org/10.3390/ma16186286>
24. Никитина М.А., Песин А.М., Носов Л.В., Пустовойтов Д.О. Влияние асимметричной прокатки на алюминевые сплавы 5xxx серии со скандием. *Цветные металлы*. 2025;(1):54–59.
<https://doi.org/10.17580/tsm.2025.01.08>
25. Nikitina M.A., Pesin A.M., Nosov L.V., Pustovoytov D.O. The effect of asymmetric rolling on aluminum alloys of the 5xxx series with scandium. *Tsvetnye metally*. 2025;(1):54–59. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/tsm.2025.01.08>
25. Nikitina M.A., Pesin A.M., Tandon P., Pustovoytov D., Pesin I.A., Lokotunina N.M., Biryukova O.D. The effect of asymmetric rolling on aluminum alloy 5XXX series with scandium. *Journal of Physics: Conference Series*. 2024;2892(1):012008.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/2892/1/012008>

Информация об авторах

Маргарита Александровна Никитина — инженер лаборатории «Механика градиентных наноматериалов» им. А.П. Жилеева Магнитогорского государственного технического университета (МГТУ) им. Г.И. Носова.
<https://orcid.org/0009-0000-4159-8254>
E-mail: mgurbich@yandex.ru

Александр Моисеевич Песин — д.т.н., проф., кафедра технологий обработки материалов, МГТУ им. Г.И. Носова.
<https://orcid.org/0000-0002-5443-423X>
E-mail: pesin@bk.ru

Леонид Васильевич Носов — инженер лаборатории «Механика градиентных наноматериалов» им. А.П. Жилеева, МГТУ им. Г.И. Носова.
<https://orcid.org/0009-0001-8018-2603>
E-mail: nosov.leopold@yandex.ru

Анна Михайловна Барышникова — аспирант кафедры технологий обработки материалов, МГТУ им. Г.И. Носова.
<https://orcid.org/0000-0003-2406-4095>
E-mail: anyabar1999@mail.ru

Information about the authors

Margarita A. Nikitina — Engineer of the Laboratory “Mechanics of Gradient Nanomaterials” n.a. A.P. Zhilyaev, Nosov Magnitogorsk State Technical University (NMSTU).
<https://orcid.org/0009-0000-4159-8254>
E-mail: mgurbich@yandex.ru

Alexander M. Pesin — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Materials Processing Technologies, NMSTU.
<https://orcid.org/0000-0002-5443-423X>
E-mail: pesin@bk.ru

Leonid V. Nosov — Engineer of the Laboratory “Mechanics of Gradient Nanomaterials” n.a. A.P. Zhilyaev, NMSTU.
<https://orcid.org/0009-0001-8018-2603>
E-mail: nosov.leopold@yandex.ru

Anna M. Baryshnikova — Postgraduate Student of the Department of Materials Processing Technologies, NMSTU.
<https://orcid.org/0000-0003-2406-4095>
E-mail: anyabar1999@mail.ru

Вклад авторов

М.А. Никитина — проведение экспериментов, написание статьи.

А.М. Песин — определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

Л.В. Носов — проведение прокатки, участие в обсуждении результатов.

А.М. Барышников — исследование микроструктур, участие в обсуждении результатов.

Contribution of the authors

M.A. Nikitina — conducted the experiments and wrote the manuscript.

A.M. Pesin — defined the research objective and participated in the discussion of the results.

L.V. Nosov — carried out the rolling experiments and participated in the discussion of the results.

A.M. Baryshnikova — conducted the microstructural studies and participated in the discussion of the results.

Статья поступила в редакцию 08.12.2025, доработана 09.12.2025, подписана в печать 10.12.2025

The article was submitted 08.12.2025, revised 09.12.2025, accepted for publication 10.12.2025

УДК 661.715

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-47-53>

Научная статья

Research article



Особенности формирования структуры сплава АЛ25 при горячей деформации

В.Г. Трифонов

Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук
Россия, 450001, Респ. Башкортостан, г. Уфа, ул. Ст. Халтурина, 39

Уфимский государственный нефтяной технический университет
Россия, 450064, Респ. Башкортостан, Уфа, ул. Космонавтов, 1

✉ Вадим Геннадьевич Трифонов (vadimt@imsp.ru)

Аннотация: Статья посвящена вопросу повышения механических свойств сплавов системы Al–Si, в частности сложнолегированного силумина АЛ25, методами горячей деформации. Целью исследования являлась оценка влияния температуры и скорости горячей деформации сплава АЛ25 на размер зерен матрицы твердого раствора на основе алюминия, частиц кремния и интерметаллидов, а также на величину дефектов в виде микротрещин и микропор. Заготовки из сплава АЛ25 (состав, %: 12,0 Si, 3,0 Cu, 1,0 Mg, 1,2 Ni, 0,7 Mn, 0,7 Fe, остальное Al) получали литьем в кокиль. Микроструктурный анализ проводили на металлографическом микроскопе «Neophot-2» и растровом микроскопе «Tescan Mira 3 LHM». Деформирование заготовок осуществляли осадкой на плоских бойках в изотермическом штампе на гидравлическом прессе и растяжением при температурах $t = 350\div 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в интервале скоростей деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\div 10^1\text{ c}^{-1}$ на универсальной электромеханической испытательной машине «Instron». Для оценки влияния деформации на структуру и свойства сплавов исходные заготовки деформировали при $t = 400\div 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ и 10^{-2} c^{-1} . Термообработку проводили по режиму: закалка с температуры $515\text{ }^{\circ}\text{C}$, старение при $t = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 10 ч. Показано, что после всех режимов деформирования, последующей закалки и старения структура твердого раствора сплавов была мелкозернистая со средним размером зерен $7\text{--}15\text{ мкм}$, рекристаллизованная. Рекристаллизация протекала при нагреве под закалку, если деформацию проводили при $t = 350\div 480\text{ }^{\circ}\text{C}$, а также до нагрева, как это наблюдалось в результате деформации при $t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Зеренная структура твердого раствора была неоднородна по объему, что связано с неравномерностью распределения частиц кремния и интерметаллидов. Наименьший размер зерен наблюдался в эвтектических колониях, где сплав имел структуру типа «микродулекс». Установлено, что в сплавах АЛ25 горячее деформирование осадкой приводило к дроблению частиц кремния и интерметаллидов. Процесс дробления сопровождался появлением в частицах трещин, которые росли в ширину, разделяя вновь образованные частицы. Трещины в эвтектических кристаллах кремния и интерметаллидах возникали при всех температурах деформации. В первичных кристаллах трещины имели место только при больших скоростях деформации – 10^1 c^{-1} . Дробление частиц кремния и интерметаллидов определялось, в основном, степенью деформации. Образование дефектов в виде микротрещин и микропор зависело также от температуры и степени деформации. С увеличением последней возрастали суммарная площадь, занимаемая дефектами, их средняя площадь и общее количество. Установлена корреляция между структурой сплавов и их механическими свойствами. Определены оптимальные температурно-скоростные режимы деформации, обеспечивающие залечивание микротрещин и получение более высоких свойств длительной прочности.

Ключевые слова: сплав АЛ25, горячая деформация, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

Для цитирования: Трифонов В.Г. Особенности формирования структуры сплава АЛ25 при горячей деформации. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):47–53. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-47-53>

Structural evolution of AL25 alloy during hot deformation

V.G. Trifonov

Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences

39 Khalturina Str., Ufa, Bashkortostan Republic 450001, Russia

Ufa State Petroleum Technological University

1 Kosmonavtov Str., Ufa, Bashkortostan Republic 450064, Russia

✉ Vadim G. Trifonov (vadimt@imsp.ru)

Abstract: This article addresses improvement of the mechanical properties of Al–Si alloys, in particular the complex-alloyed silumin AL25, by hot deformation. The aim of the study was to assess the effect of hot-deformation temperature and strain rate on the grain size of the aluminum-based solid-solution matrix, the size of silicon and intermetallic particles, and the amount of defects in the form of microcracks and micropores in AL25 alloy. AL25 alloy billets (composition, wt. %: 12.0 Si, 3.0 Cu, 1.0 Mg, 1.2 Ni, 0.7 Mn, 0.7 Fe, balance Al) were produced by permanent-mold casting. Microstructural analysis was performed using a Neophot-2 metallographic microscope and a Tescan Mira 3LHM scanning electron microscope. The billets were deformed by upsetting between flat dies in an isothermal die on a hydraulic press and were tensile-tested at temperatures of 350–500 °C over a strain-rate range of 10^{-4} – 10^1 s $^{-1}$ using an Instron universal electromechanical testing machine. To evaluate the effect of deformation on the structure and properties of the alloy, the initial billets were deformed at 400–500 °C and strain rates of 10^{-4} and 10^{-2} s $^{-1}$. Heat treatment was carried out according to the following schedule: quenching from 515 °C and aging at 210 °C for 10 h. It was shown that, after all deformation conditions followed by quenching and aging, the solid-solution structure was fine grained and recrystallized, with an average grain size of 7–15 μ m. Recrystallization occurred during heating prior to quenching when deformation was performed at 350–480 °C, and also before reheating, as observed after deformation at 500 °C. The grain structure of the solid solution was heterogeneous throughout the alloy volume because of the nonuniform distribution of silicon particles and intermetallics. The smallest grains were observed in eutectic colonies, where the alloy exhibited a microduplex-type structure. Hot upsetting of AL25 alloy caused fragmentation of silicon particles and intermetallics. This process was accompanied by crack initiation within the particles; the cracks then widened, separating the newly formed fragments. Cracks in eutectic silicon crystals and intermetallics formed at all deformation temperatures. In primary crystals, cracks were observed only at a high strain rate of $\sim 10^1$ s $^{-1}$. Fragmentation of silicon particles and intermetallics was governed mainly by the degree of deformation. The formation of defects in the form of microcracks and micropores also depended on temperature and degree of deformation. As the degree of deformation increased, the total area occupied by defects, their average area, and their total number increased. A correlation was established between alloy structure and mechanical properties. Optimal temperature–strain-rate conditions were determined that promoted microcrack healing of and increased long-term strength.

Key words: AL25 alloy; hot deformation; heat treatment; microstructure; mechanical properties.

Acknowledgments: The present work was accomplished according to the state assignment of IMSP RAS.

For citation: Trifonov V.G. Structural evolution of AL25 alloy during hot deformation. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):47–53. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-47-53>

Введение

Проблемы повышения конструкционной прочности сплавов во многом определяют интерес к исследованиям трансформации многофазных структур под влиянием высоких температур и деформаций [1–8]. В литературе на примерах сплавов системы Al–Si показана стимулирующая роль горячей деформации в измельчении и сфероидизации первичного и эвтектического кремния [9–12]. Значительно меньше внимания уделяется детальному изучению структурных изменений в зависимости от режимов деформирования.

Сложнолегированные силумины, в том числе сплав АЛ25, широко используются при изготов-

лении поршней двигателей внутреннего сгорания. Поршень — наиболее нагруженная деталь двигателя. Он работает в широком интервале температур и во многом определяет работоспособность и мощность двигателя. Самым распространенным способом изготовления поршней является литье. Дополнительно повысить уровень механических свойств сплава АЛ25 возможно формированием в нем деформированной структуры такими методами, как горячая объемная штамповка, изотермическая штамповка и штамповка в режиме сверхпластичности. Деформирование можно осуществлять в относительно широком температур-

но-скоростном интервале, поэтому представляют интерес трансформация элементов многофазной структуры сплава и ее влияние на уровень механических свойств сплава.

Целью работы являлось изучение влияния температуры и скорости деформации на размер частиц кремния, интерметаллидов, микротрещин, а также на длительную прочность и малоцикловую усталость сплава AL25.

Материалы и методики исследования

Заготовки диаметром 150 мм и высотой 100 мм из сплава AL25 (фактический состав, %: 12,0 Si, 3,0 Cu, 1,0 Mg, 1,2 Ni, 0,7 Mn, 0,7 Fe, остальное Al) получали литьем в кокиль. Микроструктурный анализ проводили на металлографическом микроскопе «Neophot-2» (Carl Zeiss, Германия) и растровом микроскопе «Mira 3 LHM» (Tescan, Чехия), рентгеноструктурный анализ — методом обратной съемки в камере КРОС на рентгеновском аппарате УРС-55А (ИЦ «Буревестник», г. Санкт-Петербург). Деформирование заготовок осуществляли осадкой на плоских бойках в изотермическом штампе на гидравлическом прессе усилием 400 т при температурах наибольшей технологической пластичности — $t = 400$ и 500 °С — со скоростями $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-4} \div 5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Данный интервал скоростей широко применяется при штамповке на гидравлических прессах, в том числе при изотермической штамповке и штамповке в режиме сверхпластичности. Образцы испытывали растяжением при $t = 350 \div 500$ °С в интервале $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \div 10^1 \text{ с}^{-1}$ на универсальной электромеханической испытательной машине «Instron» (США).

Термообработка на максимальную прочность включала закалку с 510 °С и последующее старение при $t = 210$ °С в течение 10 ч.

Образцы диаметром 5 мм на длительную прочность испытывали на машине ATS 2330 (Autoteile Transfer Service, Германия).

Результаты эксперимента и их обсуждение

Особенностью сплавов системы Al—Si является то, что в отливках чисто эвтектическая структура, как правило, не реализуется. Поэтому в эвтектических силуминах всегда присутствует то или иное количество первичных кристаллов Al и Si [13; 14].

Выбранный сплав характеризовался наличием фаз с сильно различающимися механическими свойствами: пластичной фазы α -твердого раствора на основе алюминия и хрупких кристаллов кремния и интерметаллидов на основе Fe и Ni. Частицы кремния и интерметаллидов были грубые и имели сложную вытянутую форму (рис. 1).

После всех режимов деформирования, последующей закалки и старения в сплаве формировалась рекристаллизованная мелкозернистая структура твердого раствора со средним размером зерен 7–15 мкм. Наличие на рентгенограммах, полученных фотосъемкой в КРОС-камере, рефлексов и отсутствие сплошных дебаевских линий свидетельствовали о завершении процесса рекристаллизации. Рекристаллизация протекала при нагреве под закалку, когда деформацию проводили при $t = 350 \div 480$ °С, а также до нагрева, как это наблюдалось в результате деформации при $t = 500$ °С. В этом случае рекристаллизация проходила, по-видимому, или в процессе деформации, или сразу после деформации, что подтвердили рентгеноструктурные исследования, выполненные на образцах, охлажденных в воде через 5–10 с сразу после деформации.

Зеренная структура твердого раствора была неоднородна по объему, что связано с неравномерностью распределения частиц кремния и интерметаллидов. Наименьший размер зерен наблюдался в эвтектических колониях, где сплав имел структуру типа «микродулекс».

Горячее деформирование осадкой при всех температурах привело к дроблению частиц кремния и интерметаллидов (рис. 2). Средний размер частиц монотонно уменьшался с величиной деформации. При достижении степени деформации 70 %

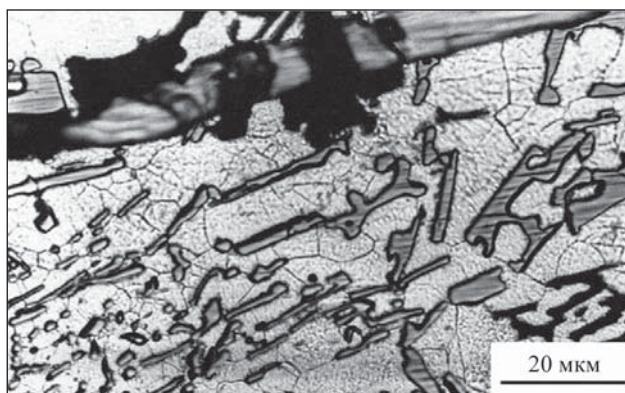


Рис. 1. Микроструктура сплава AL25 в исходном (литом) состоянии

Fig. 1. Microstructure of AL25 alloy in the as-cast condition

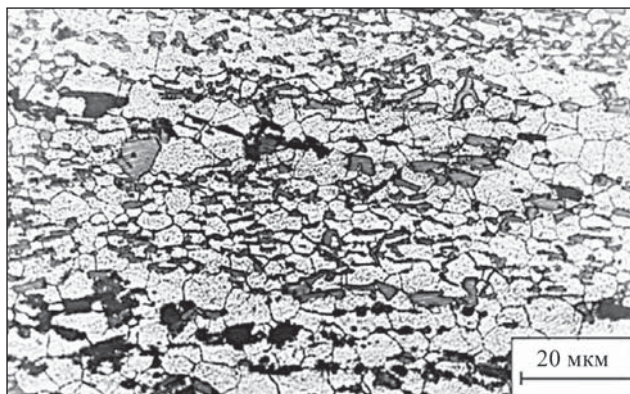


Рис. 2. Микроструктура сплава АЛ25 после горячей деформации и термической обработки

Fig. 2. Microstructure of AL25 alloy after hot deformation and heat treatment

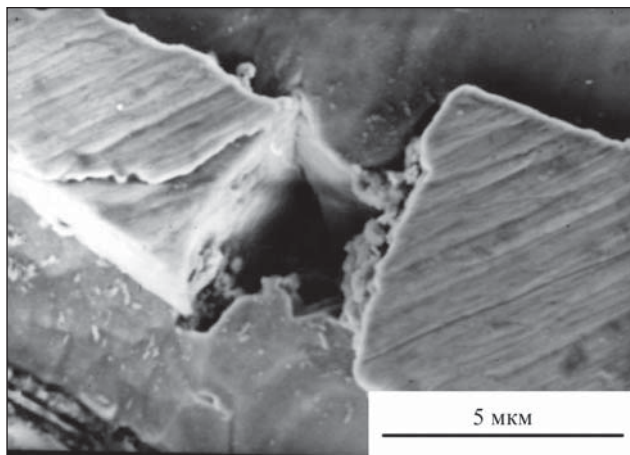


Рис. 3. Микротрещина, полученная в результате дробления частицы Si при скорости деформации $5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, температуре 480°C , степени деформации 30 %

Fig. 3. Microcrack formed as a result of fragmentation of a Si particle at a strain rate of $5.5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, temperature of 480°C , and degree of deformation of 30 %

средний размер частиц сократился в долевом направлении с 35 до 11 мкм, в поперечном — с 9 до 7 мкм. Процесс дробления начинался с появления в частицах микротрещин, которые росли в ширину, разделяя вновь образованные частицы (рис. 3). Микротрещины в эвтектических кристаллах кремния и интерметаллидах возникали при всех температурах деформации. В первичных кристаллах трещины имели место только при больших скоростях деформации — 10^1 с^{-1} .

Различен характер развития микротрещин в зависимости от режимов деформирования. При $t = 400\div 450^\circ \text{C}$ образование микротрещин в части-

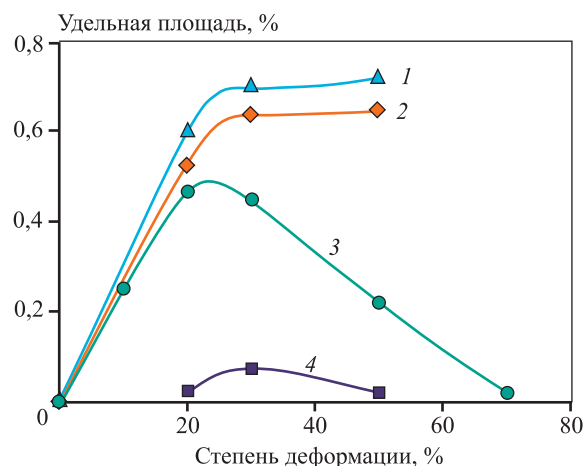


Рис. 4. Зависимость удельной площади микротрещин от степени деформации при $t = 400^\circ \text{C}$ (1, 2) и 500°C (3, 4) и $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (1, 3) и $5,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (2, 4)

Fig. 4. Specific area of microcracks as a function of degree of deformation at $t = 400^\circ \text{C}$ (1, 2) and 500°C (3, 4) and $\dot{\epsilon} = 5.5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (1, 3) and $5.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (2, 4)

цах практически не зависело от скорости деформации. Площадь, занимаемая трещинами, отнесенная к исследованной площади шлифа (удельная площадь), увеличивалась со степенью деформации (рис. 4).

С повышением температуры деформации картина менялась. При $t = 480^\circ \text{C}$ и $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ процесс образования и развития трещин проходил с максимумом. Удельная площадь, занимаемая микротрещинами, достигала наибольшего значения при деформации $\epsilon = 20\div 30\%$, а затем уменьшалась, и при $\epsilon > 70\%$ микротрещин в сплаве практически не обнаруживали. Исчезновение микротрещин при больших степенях деформации связано с их залечиванием в результате затекания твердого раствора матрицы в межчастичное пространство. Способность сплава затекать в межчастичное пространство зависела от скорости деформации. С ее уменьшением глубина затекания твердого раствора увеличивалась, и при $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ микротрещин между частицами при всех степенях деформации практически не наблюдалось.

Подтверждением того, что отсутствие микротрещин в сплаве при деформации с малыми скоростями является следствием затекания твердого раствора в образовавшиеся пространства между частицами, демонстрировал следующий результат. Образцы деформировали в два этапа: на первом — со скоростью $5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до деформации 30 %, на втором — при $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ еще на 20 %. После первой ступени деформирования в сплаве

появлялись микротрещины. Дополнительная деформация на 20 % на второй ступени приводила к их полному исчезновению.

При замене деформации сжатия на одноосное растяжение появлялся новый дефект, зависящий от исходной структуры, температуры и скорости деформации, — микропоры. В отличие от микротрещин, наибольшее развитие порообразования достигнуто при высоких температурах деформации и ее малых скоростях. При $t = 400 \div 450$ °С поры имели вытянутую форму, при $t = 500$ °С — округлую.

Образовывались поры только на межфазных границах, на межзеренных границах их не обнаруживали. Величина микропор зависела от размера частиц, на границе с которыми они формировались. Такие поры способны расти в результате конденсации вакансий, а их источником может являться интенсивная приграничная пластическая деформация. Аналогичная картина наблюдалась в работах [15–22] при деформации в условиях сверхпластичности.

Таким образом, полученные результаты показали, что механизм трансформации структуры эвтектических силуминов при горячей деформации отличается от ранее рассмотренных. Важным элементом этих превращений является образование дефектов в виде микротрещин и микропор, возможность зарождения и развития которых зависит от схемы деформированного состояния, температурно-скоростных параметров деформации.

В работе рассмотрено влияние степени (ϵ) и скорости ($\dot{\epsilon}$) деформации на механические свойства сплава АЛ25. Значение степени деформации оценивали на заготовках, деформированных осадкой до $\epsilon = 25, 50$ и 75 % при $t = 480$ °С и $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-2}$ с $^{-1}$. Временное сопротивление (σ_B) монотонно увеличивалось с повышением степени деформации — от 120 МПа в исходном литом состоянии до 270 МПа при $\epsilon = 75$ %. Эти результаты коррелировали с данными по изменению среднего размера частиц кремния и интерметаллидов, который в долевом направлении уменьшался с 35 мкм в исходном литом состоянии до 9 мкм после деформации со степенью 75 %. Чем меньше размер частиц, тем больше значения временного сопротивления.

Влияние температуры и скорости деформации оценивали по результатам испытаний образцов на длительную прочность при температурах 300 и 350 °С. Для этого заготовки осаживали со скоростями 10^{-4} и 10^{-1} с $^{-1}$ при $t = 400$ и 500 °С со степенью деформации 50 %. Наибольшие значения

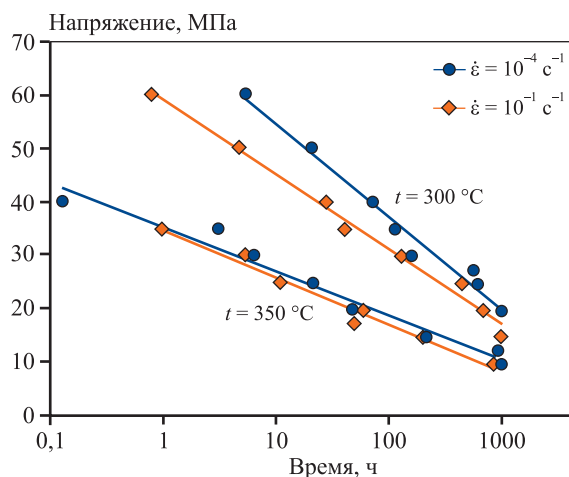


Рис. 5. Зависимость длительной прочности сплава АЛ25 при $t = 300$ и 350 °С от скорости деформации

Fig. 5. Dependence of the long-term strength of AL25 alloy at $t = 300$ and 350 °С as a function of strain rate

длительной прочности были получены после деформации при $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ с $^{-1}$ и $t = 500$ °С (рис. 5). Полученные результаты коррелировали с результатами исследования микроструктуры. При этих режимах деформации микротрещины практически отсутствовали. Микротрещины являлись концентраторами напряжений, способствующими разрушению образцов. С повышением температуры испытаний с 300 до 350 °С уровень напряжений, возникавший у микротрещин при нагрузке, снижался, а разница в значениях длительной прочности уменьшалась.

Выводы

1. Горячая деформация заготовок сплава АЛ25 с последующей закалкой и искусственным старением привела к следующим изменениям структуры:

- дробление частиц кремния и интерметаллидов;
- формирование рекристаллизованной структуры с равноосными зёрнами размером 7–15 мкм;
- образование дефектов в виде микротрещин и микропор, площадь которых зависела от температуры и скорости деформации.

2. Определены оптимальные температурно-скоростные режимы деформации, обеспечивающие заλείвание микротрещин: $t = 500$ °С, $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ с $^{-1}$.

3. Горячая деформация привела к повышению механических свойства сплава АЛ25. Временное сопротивление увеличилось со 120 МПа в исход-

ном литом состоянии до 270 МПа при степени деформации 75 %. Влияние температуры и скорости деформации оценивали по изменениям значений длительной прочности при температурах испытания 300 и 350 °С. Наибольшие значения длительной прочности были получены во время испытаний при $t = 300$ °С после деформации со скоростью 10^{-4} с $^{-1}$ и температурой 500 °С. С повышением температуры испытаний с 300 до 350 °С вклад влияния микротрещин на длительную прочность практически нивелировался.

Полученные результаты могут быть использованы при изотермической штамповке заготовок детали типа поршень двигателя внутреннего сгорания.

Список литературы/References

1. Трусов П.В., Останина Т.В., Швейкин А.И. Эволюция зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: многоуровневые модели. *Вестник ПНИПУ. Механика*. 2022;(2):114–146.
<https://doi.org/10.15593/perm.mech/2022.2.11>
Trusov P.V., Ostanina T.V., Shveykin A.I. Evolution of the grain structure of metals and alloys under severe plastic deformation: multilevel models. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2022;(2):114–146. (In Russ.).
<https://doi.org/10.15593/perm.mech/2022.2.11>
2. Zhao X., Meng J., Zhang C., Wei W., Wu F., Zhang G. A novel method for improving the microstructure and the properties of Al–Si–Cu alloys prepared using rapid solidification/powder metallurgy. *Materials Today Communications*. 2023;35:105802.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105802>
3. Классман Е.Ю., Лутфуллин Р.Я. Влияние температуры нагрева заготовки перед теплой прокаткой на структуру и свойства титанового сплава ВТ22. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024;21(2):205–211.
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.008>
Klassman E.Yu., Lutfullin R.Ya. Influence of the billet heating temperature before warm rolling on the structure and properties of titanium alloy VT22. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2024;21(2):205–211. (In Russ.).
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.008>
4. Лутфуллин Р.Я. Формирование структуры и свойств титанового сплава в изделиях, изготовленных с применением сверхпластической деформации. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024;21(1):75–81.
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.009>
5. Lutfullin R.Ya. Formation of the structure and properties of titanium alloy in products made using superplastic deformation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2024;21(1):75–81. (In Russ.).
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.009>
5. Ganeev A.A., Valitov V.A., Mukhtarov Sh.Kh., Imayev V.M. Effect of pre-deformation and subsolvus heat treatment on microstructure and mechanical properties of a PM nickel superalloy. *Materialia*. 2025;42:102445.
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2025.102445>
6. Mukhtarov S., Karyagin D., Ganeev A., Zainullin R., Shakhov R., Imayev V. The effect of forging and heat treatment variables on microstructure and mechanical properties of a re-bearing powder-metallurgy nickel base superalloy. *Metals*. 2023;13(6):1110.
<https://doi.org/10.3390/met13061110>
7. Zainullin R.I., Mukhtarov Sh.Kh., Ganeev A.A., Shakhov R.V., Imayev V.M. Effect of hot forging on formation of a fine-grained structure and mechanical properties of a powder metallurgy nickel base superalloy. *Letters on Materials*. 2023;13(4s):414–419.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2023-4-414-419>
8. Хина Б.Б., Покровский А.И., Zhang Shi-Hong, Xu Yong, Chen Da-Yong, Марышева А.А. Влияние скорости деформации на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава АА2В06–О системы Al–Cu–Mg. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021;27(4):59–69.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-59-69>
Khina B.B., Pokrovsky A.I., Zhang Shi-Hong, Xu Yong, Chen Da-Yong, Marysheva A.A. Effect of strain rate on the microstructure and mechanical properties of AA2B06–O aluminum alloy of the Al–Cu–Mg system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62(5):545–553. <https://doi.org/10.3103/S1067821221050060>
9. Тимошкин И.Ю., Никитин К.В., Никитин В.И., Деев В.Б. Влияние обработки расплавов электромагнитными акустическими полями на структуру и свойства сплавов системы Al–Si. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016;(3):28–33.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-28-33>
Timoshkin I.Y., Nikitin K.V., Nikitin V.I., Deev V.B. Influence of treatment of melts by electromagnetic acoustic fields on the structure and properties of alloys of the Al–Si system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016;57(5):419–423. <https://doi.org/10.3103/S1067821216050163>
10. Padalko A.G., Pyrov M.S., Karelin R.D., Yusupov V.S., Talanova G.V. Barothermal treatment, cold plastic deformation, microstructure and properties of binary silumin Al–8 at % Si. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021;2021(9):1155–1164.
<https://doi.org/10.1134/S0036029521090123>

11. Прудников А.Н., Попова М.В., Прудников В.А. Воздействие деформации на структуру и свойства силуминов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2017;3(21):11–17.
Prudnikov A.N., Popova M.V., Prudnikov V.A. Effect of deformation on the structure and properties of silumins. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2017;3(21):11–17. (In Russ).
12. Murashkin M.Yu., Zainullina L.I., Motkov M.M., Medvedev A.E., Timofeev V.N., Enikeev N.A. Microstructure, mechanical properties and heat resistance of AL30 piston alloy produced via electromagnetic casting. *Materials Physics and Mechanics*. 2024;52(1):81–94.
http://dx.doi.org/10.18149/MPM.5212024_8
13. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2005. 376 с.
14. Белов Н.А., Савченко С.В., Белов В.Д. Атлас микроструктур промышленных силуминов. М.: Изд. дом МИСИС, 2009. 204 с.
15. Chen C.L., Tan M.J. Effect of grain boundary character distribution (GBCD) on the cavitation behavior during superplastic deformation of Al 7475. *Materials Science and Engineering, A*. 2002;338(1–2):243–252.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00083-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00083-7)
16. Kral P., Dvorak J., Kvapilova M., Horita Z., Sklenicka V. Microstructure changes in superplastically deformed ultrafinegrained Al–3Mg–0.2Sc alloy. *Letters on Materials*. 2015;5(3):306–312.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-3-306-312>
17. Яковцева О.А., Михайловская А.В., Иржак А.В., Котов А.Д., Медведева С.В. Сравнение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации двойной и многокомпонентных латуней. *Физика металлов и металловедение*. 2020;121(6):643–650.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020060182>
Yakovtseva O.A., Mikhailovskaya A.V., Kotov A.D., Medvedeva S.V., Irzhak A.V. Comparison of contributions of the mechanisms of the superplastic deformation of binary and multicomponent brasses. *Physics of Metals and Metallography*. 2020;121(6):582–589.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020060182>
18. Яковцева О.А., Кабойи П.К., Иржак А.В., Михайловская А.В. Влияние малой добавки алюминия на особенности и механизмы сверхпластической деформации сплава Cu–Zn с микродуплексной структурой. *Физическая мезомеханика*. 2023;26(3):62–71.
<https://doi.org/10.55652/1683-805X-2023-21-3-62>
Yakovtseva O.A., Kaboyi P.K., Irzhak A.V., Mikhailovskaya A.V. Effect of a small aluminum additive on the features and mechanisms of superplastic deformation of a Cu–Zn alloy with a microduplex structure. *Physical Mesomechanics*. 2023;26(3):62–71. (In Russ).
<https://doi.org/10.55652/1683-805X-2023-21-3-62>
19. Yakovtseva O.A., Mikhailovskaya A.V., Kotov A.D., Mamzurlina O.I., Portnoy V.K. Effect of the strain and strain rate on microstructure evolution and superplastic deformation mechanisms. *Physics of Metals and Metallography*. 2019;120(1):87–94.
<https://doi.org/10.1134/S0031918X18110224>
20. Li H., Liu X., Sun Q., Ye L., Zhang X. Superplastic deformation mechanisms in fine-grained 2050 Al–Cu–Li alloys. *Materials (Basel)*. 2020;13(12):2705.
<https://doi.org/10.3390/ma13122705>
21. Chokshi A.H. Grain boundary processes in strengthening, weakening, and superplasticity. *Advanced Engineering Materials*. 2020;22(1):1–9.
<https://doi.org/10.1002/adem.201900748>
22. Корзникова Г.Ф., Халикова Г.Р., Миронов С.Ю., Алетдинов А.Ф., Корзникова Е.А., Конькова Т.Н., Мышляев М.М. Сверхпластическое поведение алюминиевого сплава 1420 с мелкозернистой структурой. *Физическая мезомеханика*. 2022;25(2):47–55.
https://doi.org/10.55652/1683-805X_2022_25_2_47
Korznikova G.F., Khalikova G.R., Mironov S.Yu., Aletdinov A.F., Korznikova E.A., Konkova T.N., Myshlyaev M.M. Superplastic behavior of fine-grained Al–Mg–Li alloy. *Physical Mesomechanics*. 2022;25(2):47–55. (In Russ).
https://doi.org/10.55652/1683-805X_2022_25_2_47

Информация об авторе

Вадим Геннадьевич Трифонов — к.т.н., вед. науч. сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСМ РАН), доцент кафедры технологии металлов в нефтегазовом машиностроении Уфимского государственного нефтяного технического университета.
<https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>
E-mail: vadimt@imsp.ru

Information about the author

Vadim G. Trifonov — Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy Sciences, Associate Professor of the Department of Metal Technology in Oil and Gas Engineering of the Ufa State Petroleum Technological University.
<https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>
E-mail: vadimt@imsp.ru

Статья поступила в редакцию 28.08.2025, доработана 10.12.2025, подписана в печать 15.01.2026

The article was submitted 28.08.2025, revised 10.12.2025, accepted for publication 15.01.2026

УДК 669.245.018.44 : 621.762

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-54-68>

Научная статья

Research article



Повышение прочности и пластичности многокомпонентных никелевых сплавов за счет оптимального легирования железом

М.И. Агеев¹, Е.И. Пацера¹, Ф.А. Басков^{1,2}, М.Г. Хомутов¹,
П.А. Логинов¹, Т.А. Лобова¹, Е.А. Левашов¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

² АО «Композит»
Россия, 141070, Московская обл., г. Королев, ул. Пионерская, 4

✉ Максим Игоревич Агеев (aheievmi@gmail.com)

Аннотация: Методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, измельчения пористых спеков, воздушной классификации целевой фракции, горячего изостатического прессования порошка-прекурсора и вакуумной термической обработки получены экспериментальные образцы дисперсионно-твердеющего никелевого сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$, сочетающего высокие значения показателей пластичности и прочности при температурах 20 и 800 °С ($\sigma_b = 1592$ МПа, $\epsilon = 6,5$ % при $t = 20$ °С; $\sigma_b = 623$ МПа, $\epsilon = 32$ % при $t = 800$ °С) за счет упрочнения матричной фазы когерентными высокодисперсными выделениями α -(Fe, Cr) фазы и наночастицами интерметаллидной топологически плотноупакованной σ -фазы. Методом *in situ* исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии твердорастворных превращений при нагреве ламели непосредственно в колонне микроскопа установлена оптимальная температура вакуумной термической обработки — $t = 900$ °С, при которой из первичных частиц α -(Fe, Cr) образуются высокодисперсные вторичные выделения (Fe, Cr) размером 10–80 нм и интерметаллидные частицы σ -фазы размером 100–250 нм. Легирование цирконием и железом сохраняет высокий уровень стойкости к высокотемпературному окислению при $t = 1000$ °С за счет формирования плотного защитного слоя Al_2O_3 с включениями комплексного оксида (Hf, Zr) O_2 . Окисление протекает по логарифмическому закону и практически полностью останавливается после 25 ч термоциклирования. Диффузия кислорода от поверхности образца в глубину металла проходит по границам зерен через конгломераты оксидов (Hf, Zr) O_2 . Уровень жаростойкости сплавов, несмотря на относительно высокую долю железа, составляет 12,24 г/м² для $base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ и 14,23 г/м² для $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$.

Ключевые слова: никелевый сплав, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, горячее изостатическое прессование, вакуумная термическая обработка, структура, фазовый состав, прочность, пластичность, термомеханические испытания, кинетика окисления.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект государственного задания № FSME-2025-0003).

Для цитирования: Агеев М.И., Пацера Е.И., Басков Ф.А., Хомутов М.Г., Логинов П.А., Лобова Т.А., Левашов Е.А. Повышение прочности и пластичности многокомпонентных никелевых сплавов за счет оптимального легирования железом. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):54–68. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-54-68>

Improving the strength and ductility of multicomponent nickel alloys by optimal iron alloying

M.I. Ageev¹, E.I. Patsera¹, F.A. Baskov^{1,2}, M.G. Khomutov¹, P.A. Loginov¹,
T.A. Lobova¹, E.A. Levashov¹

¹ National University of Science and Technology “MISIS”
1 bld, 4 Leninskiy Prosp. Moscow 119049, Russia

² JSC “Kompozit”
4 Pionerskaya Str., Korolev, Moscow region 141070, Russia

✉ Maksim I. Ageev (aheievmi@gmail.com)

Abstract: Experimental specimens of the precipitation-hardenable nickel alloy *base*+10Fe–0.3Hf–0.3Zr–0.25Ta were produced by self-propagating high-temperature synthesis, crushing of porous sintered compacts, air classification of the target fraction, hot isostatic pressing of the precursor powder, and vacuum heat treatment. The alloy exhibited a favorable combination of strength and ductility-related deformation characteristics at 20 and 800 °C (compressive strength = 1592 MPa, strain = 6.5 % at 20 °C; compressive strength = 623 MPa, strain = 32 % at 800 °C) owing to strengthening of the matrix phase by coherent, highly dispersed precipitates of the α -(Fe, Cr) phase and nanoparticles of the intermetallic topologically close-packed σ phase. Using in situ transmission electron microscopy to study solid-solution transformations during heating of a lamella directly in the microscope column, the optimum vacuum heat-treatment temperature was established as 900 °C. At this temperature, primary α -(Fe, Cr) particles give rise to highly dispersed secondary (Fe, Cr) precipitates measuring 10–80 nm and intermetallic σ -phase particles measuring 100–250 nm. Alloying with zirconium and iron preserves a high level of resistance to high-temperature oxidation at 1000 °C owing to the formation of a dense protective Al₂O₃ layer containing inclusions of the complex oxide (Hf, Zr)O₂. Oxidation follows a logarithmic law and almost completely ceases after 25 h of thermal cycling. Oxygen diffusion from the specimen surface into the metal interior proceeds along grain boundaries through conglomerates of (Hf, Zr)O₂ oxides. Despite the relatively high iron content, the oxidation resistance of the alloys remains high, amounting to 12.24 g/m² for *base*+5Fe–0.3Hf–0.3Zr–0.25Ta and 14.23 g/m² for *base*+10Fe–0.3Hf–0.3Zr–0.25Ta.

Key words: nickel alloy, self-propagating high-temperature synthesis, hot isostatic pressing, vacuum heat treatment, structure, phase composition, strength, ductility, thermomechanical testing, oxidation kinetics.

Acknowledgments: This study was funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under state assignment project No. FSME-2025-0003.

For citation: Ageev M.I., Patsera E.I., Baskov F.A., Khomutov M.G., Loginov P.A., Lobova T.A., Levashov E.A. Improving the strength and ductility of multicomponent nickel alloys by optimal iron alloying. *Izvestia. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):54–68.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-54-68>

Введение

Сплавы на основе системы Ni—Cr—Co—Al относятся к классу легких жаропрочных никелевых сплавов и рассматриваются как перспективный высокотемпературный конструкционный материал для изготовления деталей газотурбинных установок. Они обладают высокой температурой плавления и хорошей теплопроводностью, относительно низкой плотностью и высокой окислительной стойкостью до $t = 1400$ °C [1–7]. Однако низкие высокотемпературная прочность, пластичность и трещиностойкость при комнатной температуре ограничивают их применение [1; 3; 5–10]. Прочность и пластичность — важнейшие свойства материала, и сохранение баланса между ними является актуальной проблемой. Для ее решения

используют различные методы получения сплава и усовершенствуют его состав посредством введения упрочняющих и легирующих элементов [11]. Сплавы получают как традиционными металлургическими методами — вакуумная индукционная плавка (ВИП) с последующей термообработкой [3; 8; 9; 12; 13] и дуговая плавка [14], так и специальными — вакуумная дуговая плавка с нерасходуемым электродом [4; 10; 15–17]. Также для повышения механических свойств применяют процесс направленной кристаллизации [3; 9; 18; 19]. К перспективным направлениям получения сплавов относится порошковая металлургия, позволяющая минимизировать механическую обработку и риски разрушения. Известным методом получения

порошковых материалов на основе системы Ni—Cr—Co—Al является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [20–23].

Исследование влияния химического состава никелевых сплавов на их структуру, механические свойства и окислительную стойкость является актуальной задачей. В работе [14] показано, что благодаря легирующей добавке 0,5–1,0 % Ag возможно получить сплав с высокой твердостью, электропроводностью и повышенной пластичностью, что делает его перспективным для электрических контактов. Сочетание механического легирования, плазменного искрового спекания и упрочнения нанопластинами графена позволило авторам [24] повысить микротвердость сплава и прочность на изгиб, а легирование бором (до 30 %) вместе с механическим легированием и горячим прессованием дало возможность получить нанокристаллическую структуру с достижением высокой твердости [25].

В работах [21; 22] исследовалось положительное влияние легирующих добавок Fe и Hf на свойства сплава Ni—Cr—Co—Al (далее — *base*), а в [26; 27] показано влияние Fe на пластичность и дисперсионное твердение β -сплавов. Повышение пластичности матричной фазы при растворении в ней железа связывают со снижением энергии дефекта упаковки и скалывающих напряжений скольжения дислокаций в системе $\langle 001 \rangle \{110\}$, а также с созданием дополнительных систем скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$ и расширением решетки, вызванным магнитной связью между атомами. Дополнительные системы скольжения в основном активируются при повышении температуры испытания. При нормальных условиях в β -сплавах активна система скольжения $\langle 001 \rangle \{110\}$ [28–32]. Основной недостаток легирования железом заключается в снижении стойкости сплавов к высокотемпературному окислению. Для деталей горячего тракта жаростойкость при повышенных температурах и термоциклических воздействиях является важной характеристикой [33; 34]. Для улучшения стойкости к высокотемпературному окислению в сплав с железом вводят микродобавку циркония, который способствует формированию защитного оксидного слоя $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Zr}_5\text{Al}_3\text{O}_{0,5}$ и блокирует внешнюю диффузию кислорода и азота [35], а также повышает адгезию оксидного слоя при термоциклических воздействиях [36]. Цирконий уменьшает размер структурных составляющих, увеличивая жаропрочность, и при содержании менее 0,9 % повышает пластичность и снижает количество усталостных трещин [36]. Мик-

ролегиrowание гафнием используют для выделения наноразмерных упрочняющих частиц вдоль границ зерен, улучшающих сопротивление высокотемпературной ползучести. При концентрации Hf менее 0,2 ат. % выделяются частицы твердого раствора гафния и его оксида HfO_2 , а фаза Гейслера Ni_2AlHf образуется при содержании более 0,2 ат. % Hf [37; 38]. Добавка гафния в количестве менее 0,3 ат. % снижает долю оксидов на межзеренных границах, благоприятно влияя на пластичность сплава, а микролегиrowание танталом повышает сопротивление ползучести за счет образования наноразмерных термостабильных соединений [39].

Целью данной работы являлось создание многокомпонентного сплава на основе Ni—Cr—Co—Al с повышенными пластичностью и прочностью при комнатной температуре путем оптимизации концентрации железа.

Материалы и методы исследований

Экспериментальные образцы сплава, ат. %: $\text{base} + x\text{Fe} - 0,3\text{Hf} - 0,3\text{Zr} - 0,25\text{Ta}$ ($x = 5$ и 10) получали методом горячего изостатического прессования (ГИП) порошков-прекурсоров фракции 15–50 мкм в стальных капсулах на газостате HIRP-70/150-200-1300 (ABRA AG, Швейцария). Порошки-прекурсоры получали по методике, включающей операции СВС с получением пористых продуктов синтеза, измельчение спеков, выделение целевой фракции 15–50 мкм методами ситовой и воздушной классификации.

Характеристики исходных порошков представлены в табл. 1. Смесь легирующих добавок (ЛД) с 10 % гексана обрабатывали в планетарной центробежной мельнице (ПЦМ) «Активатор-4М» (Активатор, Россия) со стальными барабанами и шарами диаметром 6–14 мм при соотношении масс шаров и смеси 10 : 1. Время обработки в ПЦМ при центробежном ускорении 150g составляло 10 мин. Реакционные смеси Ni—Al—ЛД готовили в шаровой вращающейся мельнице (ШВМ) в среде аргона в течение 8 ч при частоте вращения барабана 100 об/мин, соотношении масс шаров и шихты 6 : 1 и массе загрузки барабана 700 г. Из реакционной смеси на гидравлическом прессе «Lab Econ 600» (Fontijne Grotnes BV, Нидерланды) при давлении 50 МПа формовали брикеты диаметром 78 мм и массой 700 г.

Синтез сплавов осуществляли методом послойного горения в промышленном реакторе СВС-30

Таблица 1. Характеристики исходных порошковых компонентов

Table 1. Characteristics of initial powder components

Элемент	Марка	ГОСТ/ТУ	Размер частиц, мкм	Содержание основного элемента, %
Основные компоненты (ОК)				
Al	ПА-4	ГОСТ 6058-22	<140	98,00
Ni	ПНЭ-1	ТУ 1793-001-07622839-2002	<20	99,90
Легирующие добавки (ЛД)				
Cr	ПХ-ЭРХ-0	ТУ 14-22-164-2002	50–160	99,99
Co	ПК-1у	ГОСТ 9721-79	1,2–1,5	99,99
Zr	Э635	ТУ 95.166-83	<600	99,80
Ta	ТаПМ	ТУ 95.250-74	<36	98,00
Hf	ГФМ-2	ТУ 48-4-176-85	<30	99,99
Fe	ПЖВ-1	ГОСТ 9849-86	45–100	99,80

(ИСМАН, Россия) при давлении аргона в камере $3 \cdot 10^5$ Па. Реакцию горения инициировали с помощью спирали, закрепленной на поверхности брикета «химической печи» из высокоэкзотермической смеси порошков аморфного бора и титана.

Продукты горения последовательно измельчали в порошок зернистостью менее 1 мм с использованием щековой дробилки VEB LKS5 (Schwermaschinenbau, Германия) и ПЦМ «Активатор-4М». Порошки-прекурсоры дисперсностью 15–50 мкм выделяли с помощью воздушного классификатора «Гольф-2» (GeFest, Россия).

Гранулометрический состав порошков измеряли методом лазерной дифракции в жидкости на приборе «Analysette 22 MicroTec plus» (Fritsch, Germany) в соответствии с ГОСТ Р 8.777-2011, а насыпную плотность — согласно ИСО 3923-1:2008.

Структуру и фазовый состав сплавов изучали методами рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) на дифрактометре D2 PHASER (Bruker AXS GmbH, Германия), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония) с энергодисперсионной приставкой «NORAN System 7 X-ray Microanalysis System» (Thermo Scientific, США) и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) на микроскопе JEM-2100 (Jeol, Япония).

Оптимальную температуру вакуумной термической обработки (ВТО) определяли методом *in situ* ПЭМ при нагреве фольг в интервале температур 25–900 °С с использованием держателя фольг «Gatan 652 Heating In-Situ Holder» (Gatan Inc., USA).

Съемку проводили при температурах 25, 400, 600, 700, 800 и 900 °С. Нагрев фольг осуществляли со скоростью 100 °С/мин.

Механические свойства на сжатие определяли при температурах 20, 800, 900 и 1000 °С со скоростью деформирования $d\varepsilon/dt \approx 0,001 \text{ с}^{-1}$ на испытательном комплексе «Gleeble System 3800» (Dynamic Systems Inc., США).

Кинетику высокотемпературного окисления сплавов определяли при $t = 1000$ °С в течение 30 ч по изменению массы образцов, приведенной к единице площади поверхности, в соответствии с ГОСТ 6130-71.

Результаты и их обсуждение

Порошки-прекурсоры состава $base + x\text{Fe} - 0,3\text{Hf} - 0,3\text{Zr} - 0,25\text{Ta}$ дисперсностью 15–50 мкм, полученные по вышеописанной технологической схеме, имели характерную осколочную форму частиц (рис. 1). При 10 % Fe вдоль межзеренных границ образуются непрерывные прослойки твердого раствора (Fe, Cr), тогда как при 5 % Fe прослойки дискретны и преимущественно наблюдаются на стыке нескольких зерен. Тройные карбиды $(\text{Hf}_x\text{Zr}_y\text{Ta}_z)\text{C}$, образующиеся в волне горения механически активированной смеси элементных порошков, выделялись в виде дисперсных частиц как внутри зерен, так и вдоль межзеренных границ.

Пикнометрическая плотность порошков составила $6,32 \text{ г/см}^3$ для порошка с 5 % Fe и $6,36 \text{ г/см}^3$ — с 10 % Fe. Насыпная плотность бы-

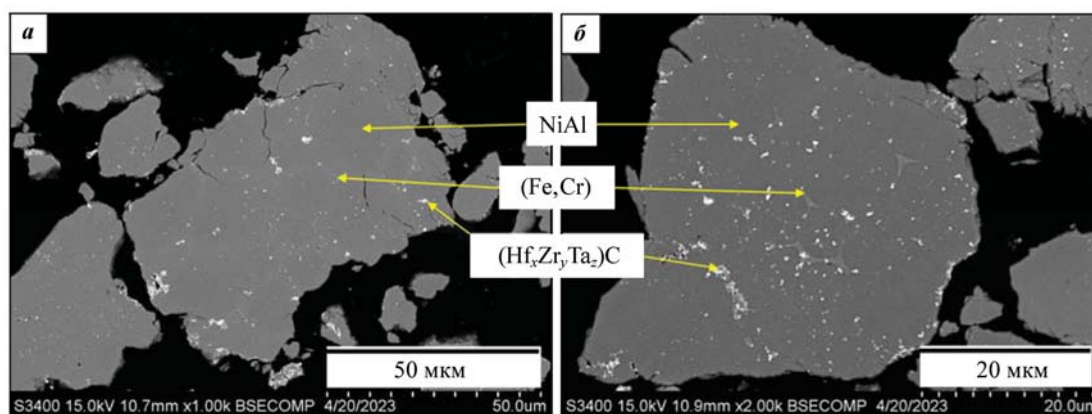


Рис. 1. Микроструктура порошка-прекурсора сплава $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

Fig. 1. Microstructure of the precursor powder of the $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

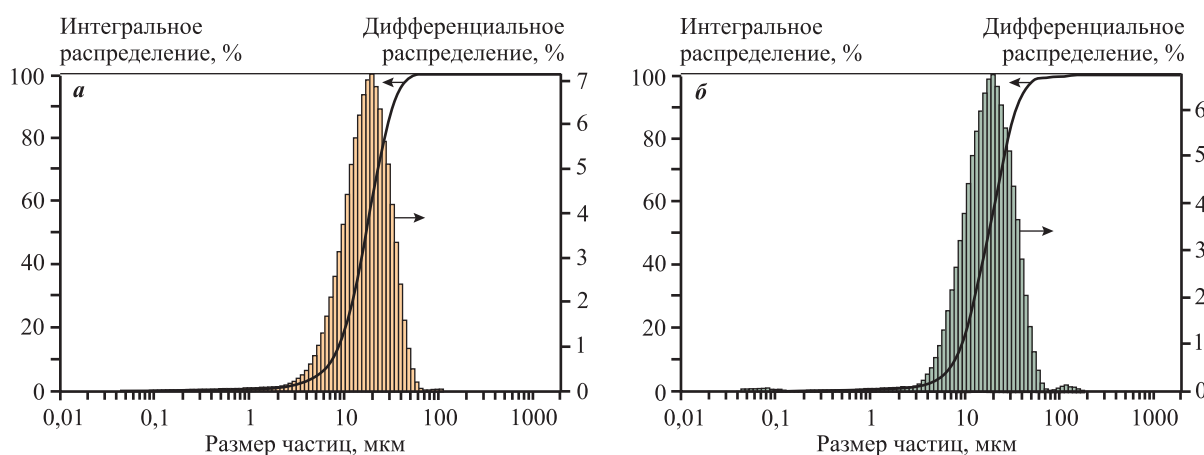


Рис. 2. Дифференциальное и интегральное распределение частиц порошка-прекурсора сплава $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

Fig. 2. Differential and cumulative particle size distribution of precursor powder of the $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

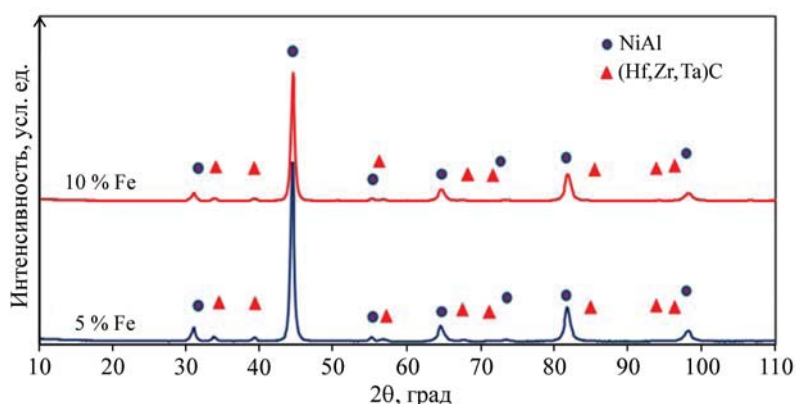


Рис. 3. Рентгенограмма сплава $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$

Fig. 3. XRD pattern of the alloy $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

ла равна $2,91 \text{ г/см}^3$. Квантили распределения частиц по размерам при 5 % Fe: $D_{10} = 7,5 \text{ мкм}$, $D_{50} = 17,6 \text{ мкм}$, $D_{90} = 33,8 \text{ мкм}$; увеличение содержания Fe до 10 % способствовало незначительному укрупнению порошка: $D_{10} = 7,8 \text{ мкм}$, $D_{50} = 18,0 \text{ мкм}$, $D_{90} = 36,5 \text{ мкм}$ (рис. 2).

По данным РФА, порошки состояли из фазы $\beta\text{-(Ni, Fe)Al}$ (тип B2, $a \approx 2,883 \text{ \AA}$) и карбида $(\text{Hf}_x\text{Zr}_y\text{Ta}_z)\text{C}$ ($\text{cF}8/2$, $a \approx 4,589 \text{ \AA}$); ГЦК-фаза $\gamma\text{-Fe}$ не обнаружена (рис. 3).

Образцы $\text{base}+x\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ ($x = 5$ и 10 % Fe), полученные методом ГИП, имели мелкозернистую структуру (10–20 мкм) с дисперсными выделениями (Fe, Cr) размером менее 200 нм и $(\text{Hf}_x\text{Zr}_y\text{Ta}_z)\text{C}$ до 0,5 мкм. Увеличение доли Fe способствовало росту плотности высокодисперсных выделений (Fe, Cr), реализующих механизм дисперсионного твердения NiAl. Гафний и цирконий, в дополнение к карбидам, образуют скопления конгломератов оксидов, которые могут приводить к локализации напряжений и зарождению микротрещин (рис. 4).

Внутренняя структура зерен сплава $\text{base}+10\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ в состоянии ГИП, снятая

вдоль оси зоны [110] $(\text{Ni, Fe)Al}$, представлена на рис. 5. Размер выделений (Fe, Cr) находится в диапазоне 200–250 нм. Исходя из размеров и формы вторичных выделений избыточной фазы, можно предположить их когерентность матрице. Недостатком структуры являлись неравномерное распределение и низкая численная плотность вторичных выделений, определяющих уровень сопротивления вязкопластической деформации сплава при температурах до 900 °C.

Эволюция структуры сплава $\text{base}+10\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ при нагреве до 900 °C FIB-ламели, ориентированной вдоль оси зоны [111] $(\text{Ni, Fe)Al}$, показана на рис. 6.

В интервале $t = 500\div 700 \text{ °C}$ отмечалось концентрационное расслоение пересыщенного твердого раствора железа и хрома (рис. 6, $a-z$) в матричной $(\text{Ni, Fe)Al}$ -фазе, сопровождающееся гомогенной сегрегацией предвыделений (Fe, Cr) размером менее 3 нм.

При нагреве FIB-ламели выше 500 °C в структуре исследуемого сплава зафиксировано начало фрагментации первичных выделений (Fe, Cr) размером 200–250 нм на нанокристаллиты разме-

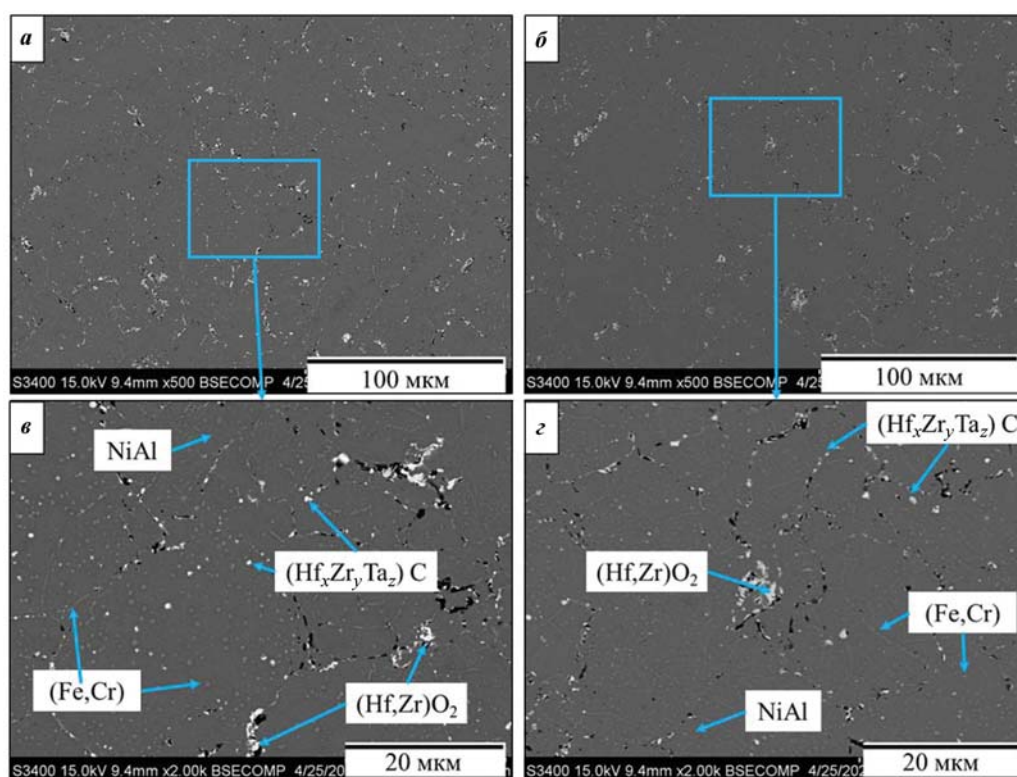


Рис. 4. Микроструктура сплава $\text{base}+x\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$
а, в – $x = 5 \%$; б, з – $x = 10 \%$

Fig. 4. Microstructure of the $\text{base}+x\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ alloy
а, в – $x = 5 \%$; б, з – $x = 10 \%$

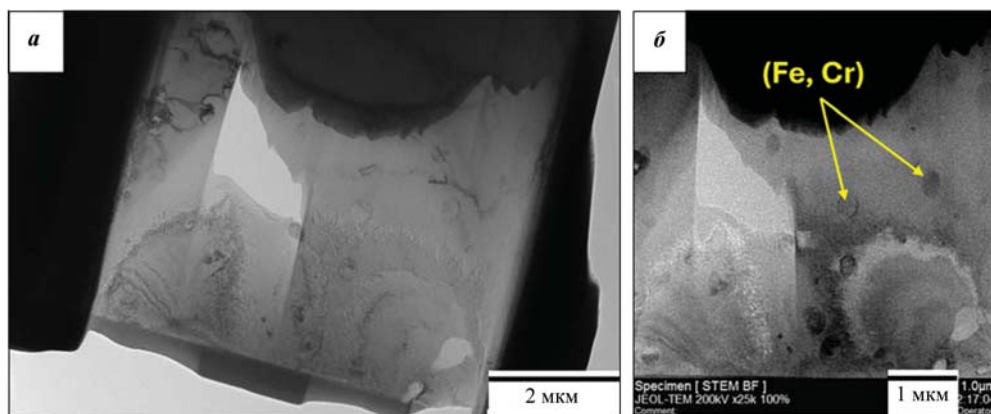


Рис. 5. ПЭМ (а) и СПЭМ (б) изображения микроструктуры зерен сплава $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$

Fig.5. TEM (a) and STEM (b) images of the grain microstructure of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

ром порядка 30 нм (рис. 6, з, е). Данный процесс обусловлен увеличением скорости растворения и диффузионной перестройки кристаллической структуры первичных выделений в матричной фазе.

Дальнейшее повышение температуры нагрева до 900 °С сопровождается мгновенным преобразованием предвыделений в высокодисперсные вторичные выделения (Fe, Cr) размером 10–80 нм (рис. 6, ж, з). Процесс фрагментации первичных выделений (Fe, Cr) завершился на данной стадии образованием наночастиц размером 100–250 нм с характерной пластинчатой структурой для интерметаллидной топологически плотноупакованной (ТПУ) σ -FeCr фазы Франка-Каспера. Результаты исследования интерметаллидных наночастиц методом обратной Фурье-трансформации (ОФТ) ПЭМ ВР изображения их кристаллической структуры подтвердили образование σ -FeCr фазы (рис. 7) путем диффузионной перестройки объемно-центрированной кубической (ОЦК) решетки вторичных выделений (Fe, Cr). Предположительно, σ -фаза способствует уменьшению размера субзерен и повышению уровня сопротивления вязкопластической деформации вследствие закрепления дислокаций на их границах. На основании *in situ* исследований твердорастворных превращений выбрана температура ВТО $t = 900$ °С, когда в структуре образуются вторичные выделения (Fe, Cr) и наночастицы σ -фазы.

Микроструктура сплава $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ после ВТО показана на рис. 8. В зернах (Ni, Fe)Al отмечается рост плотности дисперсных вторичных выделений (Fe, Cr) вследствие активации механизма концентрационного расщепления обогащенной железом матричной фазы.

Можно отметить образование конгломератов размером до 10 мкм, состоящих из субмикронных оксидов и карбидов. Невозможность релаксации внутренних напряжений, накапливаемых на границе и внутри конгломератов высокомолекулярных оксидов и карбидов легирующих элементов (Hf, Ta, Zr) с низкой прочностью связей между частицами, приводит к преждевременному разрушению материала при воздействии циклических нагрузок. Поэтому требуется оптимизация способа введения микролегирующих добавок тугоплавких элементов на стадии механической активации реакционной смеси исходных порошков с целью предотвращения образования конгломератов.

Механические свойства (табл. 2) на сжатие (σ_b , $\sigma_{0.2}$ и ϵ) сплава $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ определяли при $t = 20, 800, 900$ и 1000 °С по диаграммам деформации «истинное напряжение — логарифмическая деформация», представленным на рис. 9.

Средние значения прочности ГИП-образцов с 5 % Fe составляют: при $t = 20$ °С — $\sigma_b = 1438 \pm 84$ МПа, $\sigma_{0.2} = 853 \pm 11$ МПа; при $t = 800$ °С — $\sigma_b = 493 \pm 50$ МПа, $\sigma_{0.2} = 320 \pm 25$; при $t = 900$ °С — $\sigma_b = 301 \pm 33$ МПа, $\sigma_{0.2} = 260 \pm 17$ МПа; при $t = 1000$ °С — $\sigma_b = 178 \pm 17$ МПа, $\sigma_{0.2} = 160 \pm 15$ МПа. Добавка 5 % Fe способствовала росту пластичности ($\epsilon = 6,0 \pm 2,0$; $37,6 \pm 5,0$; $37,8 \pm 3,7$; $38,5 \pm 4,5$ % соответственно при $t = 20, 800, 900$ и 1000 °С) и стабильности свойств.

Увеличение содержания Fe до 10 % обеспечило баланс между пластичностью и прочностью образцов и привело к следующим показателям: при $t = 20$ °С — $\sigma_b = 1576 \pm 21$ МПа, $\sigma_{0.2} = 750 \pm 42$ МПа, $\epsilon = 8,0 \pm 2,0$ %; при $t = 800$ °С — $\sigma_b = 691 \pm 74$ МПа, $\sigma_{0.2} = 620 \pm 55$ МПа, $\epsilon = 37,4 \pm 4,2$ %; при $t = 900$ °С —

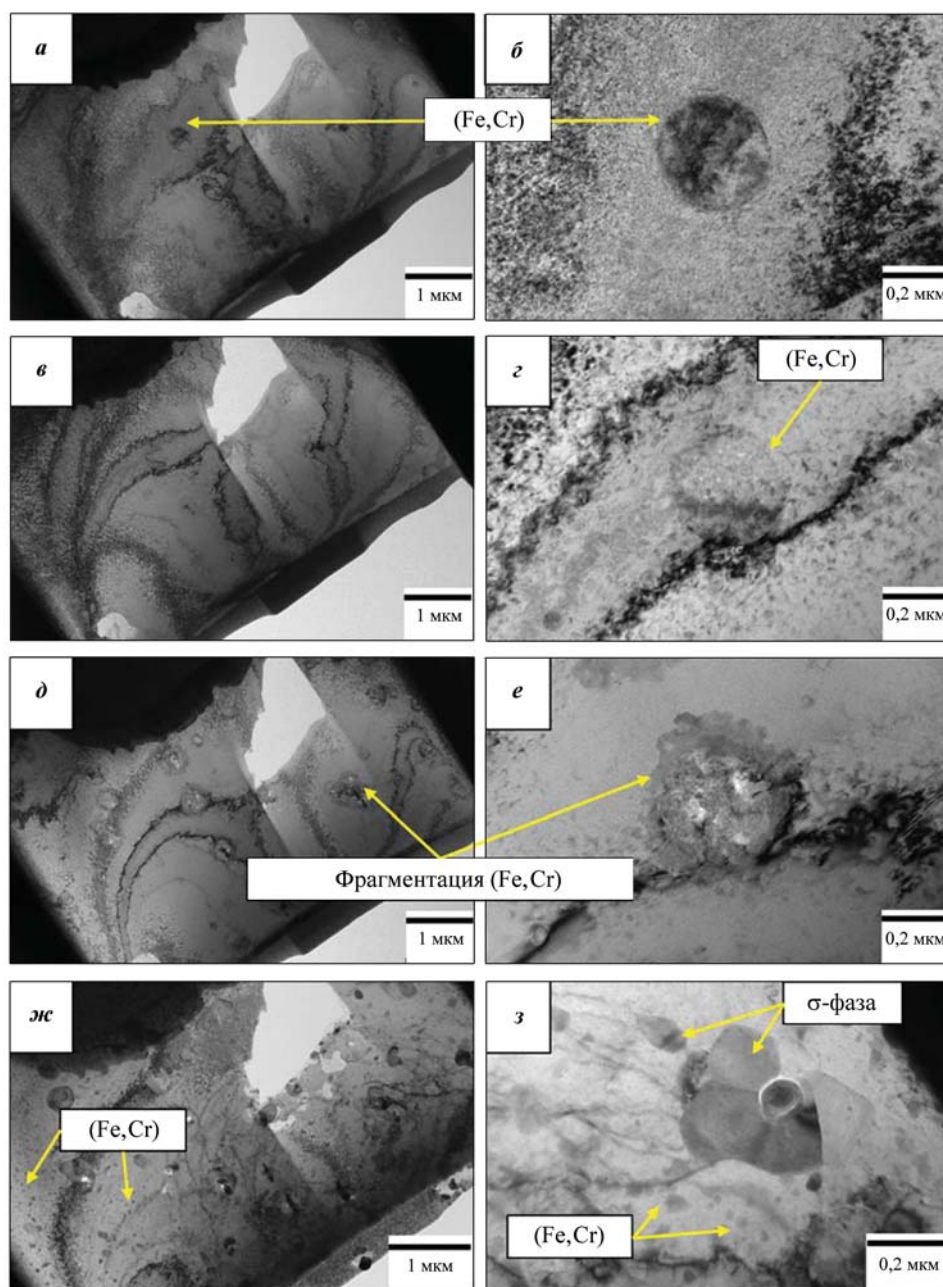


Рис. 6. Эволюция структуры сплава *base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta* при нагреве FIB-ламели до 900 °C в колонне ПЭМ

$t, ^\circ\text{C}$: *a, б* – 25; *в, з* – 500; *д, е* – 700; *ж, з* – 900

Fig. 6. Microstructural evolution of the *base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta* alloy during heating of the FIB lamella to 900 °C in the TEM column

$t, ^\circ\text{C}$: *a, б* – 25; *в, з* – 500; *д, е* – 700; *ж, з* – 900

$\sigma_b = 470 \pm 50$ МПа, $\sigma_{0.2} = 314 \pm 42$ МПа, $\epsilon = 35,0 \pm 2,5$ %; при $t = 1000$ °C – $\sigma_b = 248 \pm 39$ МПа, $\sigma_{0.2} = 197 \pm 22$ МПа, $\epsilon = 39,0 \pm 5,1$ %. Растворение в матричной фазе 4–5 % Fe обеспечивает рост ее пластичности и способствует выделению мелкодисперсной фазы (Fe, Cr), препятствующей скольжению дислокаций и повышающей прочность.

На деформационных кривых у всех образцов после испытаний при комнатной температуре имеется характерный участок деформационного упрочнения до разрушения образцов, о чем свидетельствует непрерывно возрастающее напряжение на участке пластической деформации (рис. 9, *a*). При высокотемпературных испытани-

Таблица 2. Механические свойства сплава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ Table 2. Mechanical properties of the $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

Сплав $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$	Состояние	Температура, °C	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Деформация ϵ , %
$x = 5$	ГИП	20	1438 ± 84	853 ± 11	$6,0 \pm 2,0$
		800	493 ± 50	320 ± 25	$37,6 \pm 5,0$
		900	301 ± 33	260 ± 17	$37,8 \pm 3,7$
		1000	178 ± 17	160 ± 15	$38,5 \pm 4,5$
$x = 10$	ГИП	20	1576 ± 21	750 ± 42	$8,0 \pm 2,0$
		800	691 ± 74	620 ± 55	$37,4 \pm 4,2$
		900	470 ± 50	314 ± 42	$35,0 \pm 2,5$
		1000	248 ± 39	197 ± 22	$39,0 \pm 5,1$
$x = 10$	ГИП + ВТО	20	1592 ± 10	1107 ± 13	$6,5 \pm 2,0$
		800	623 ± 40	541 ± 20	$32,0 \pm 3,7$
		900	380 ± 23	285 ± 36	$34,2 \pm 2,4$
		1000	211 ± 10	162 ± 16	$35,8 \pm 3,8$

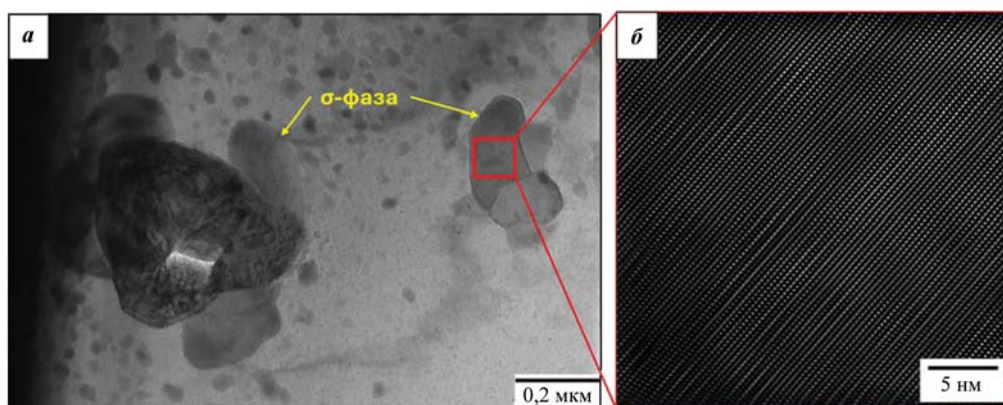


Рис. 7. ПЭМ-структура сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ после охлаждения FIB-ламели до комнатной температуры (а) и ОФТ-фильтрация области ПЭМ ВР изображения кристаллической структуры частицы σ -FeCr (б)

Fig. 7. TEM microstructure of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy after cooling of the FIB lamella to room temperature (a), and FFT-filtered region of the HRTEM image showing the crystal structure of a σ -FeCr particle (b)

ях кривые имеют хрупко-вязкий характер разрушения, а испытанные образцы — характерную «бочкообразность», возникающую из-за сил трения. Важно отметить, что относительно высокая степень пластической деформации сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ ($\epsilon = 8\%$) позволяет проводить лезвийную обработку деталей заданной геометрической формы.

Для увеличения уровня механических свойств сплав с 10 % Fe подвергли ВТО при $t = 900^\circ\text{C}$, направленной на выделение в зернах NiAl когерентной высокодисперсной ($<100\text{ нм}$) фазы (Fe, Cr) и релаксацию остаточных напряжений после ГИП.

В состоянии ГИП + ВТО сплав при комнатной температуре проявляет деформационное упрочнение, вызванное, вероятно, торможением дислокаций и формированием обратных полей упругих напряжений на границах с наноразмерными вторичными выделениями (Fe, Cr) и частицами σ -фазы. Временное сопротивление (σ_B) увеличилось до $1592 \pm 10\text{ МПа}$, но снизилось значение степени относительной деформации (ϵ) до 6,5%. При термомеханических испытаниях сплав в состоянии ГИП + ВТО хоть и демонстрирует деформационное упрочнение и высокий уровень пластической деформации, но предел прочности

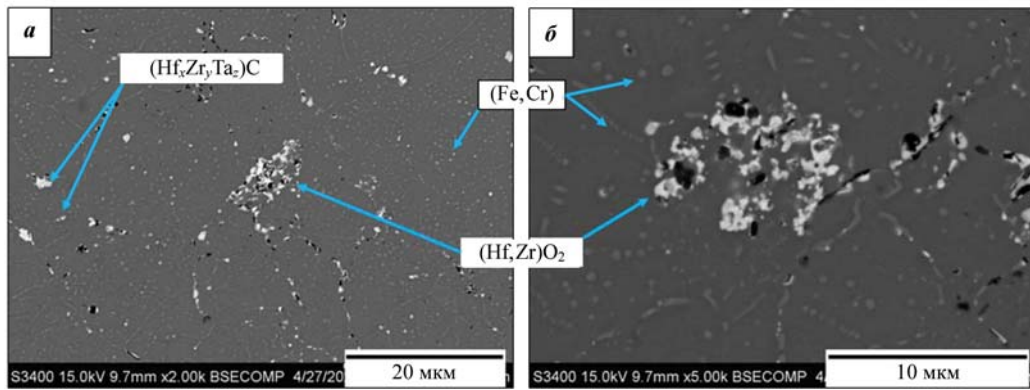


Рис. 8. Микроструктура сплава $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ после ВТО при $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 8. Microstructure of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy after heat treatment at $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

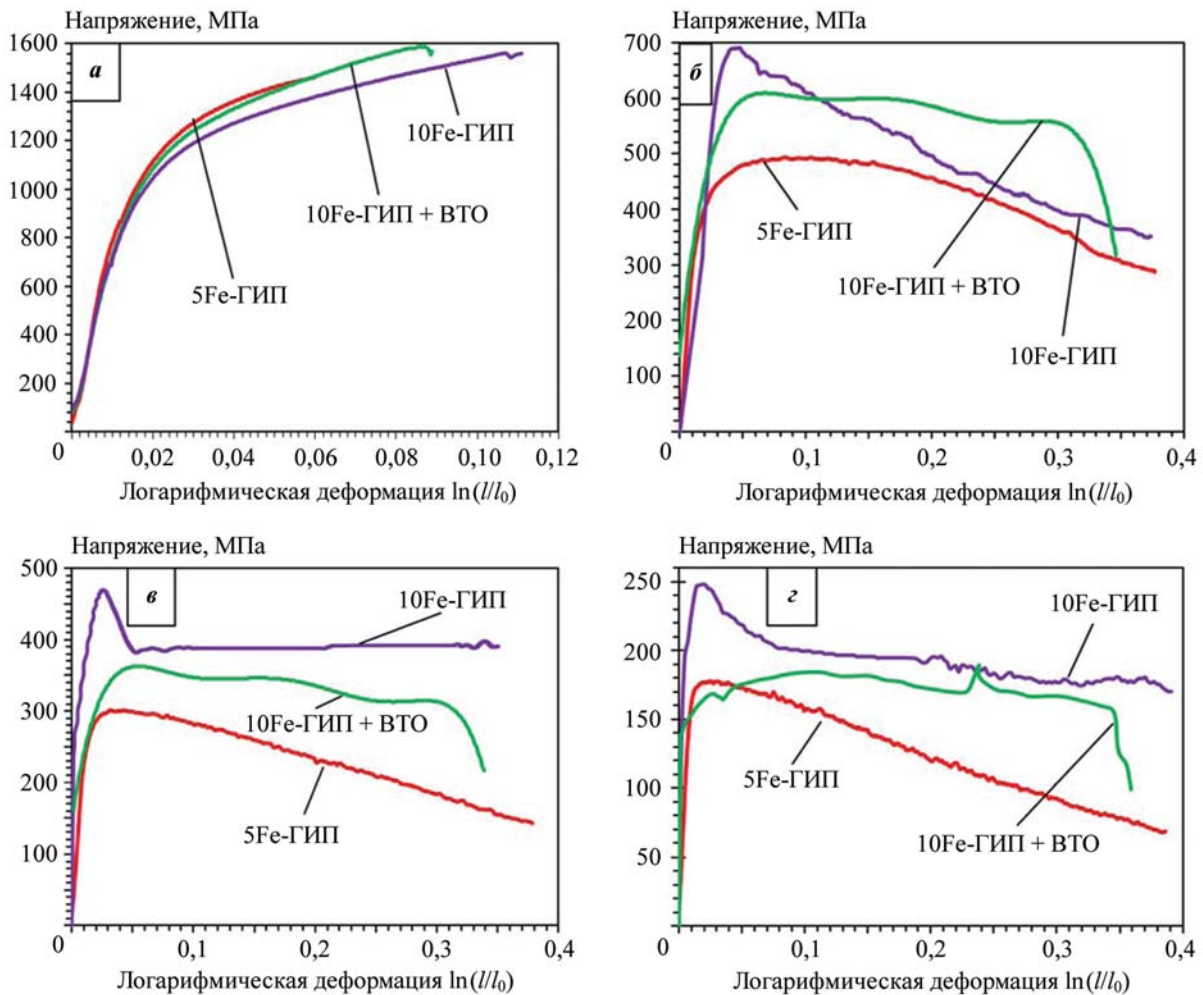


Рис. 9. Диаграммы деформации сплавов $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ в состоянии ГИП и ГИП + ВТО при различных температурах

$t, ^{\circ}\text{C}$: а – 20, б – 800, в – 900, г – 1000

Fig. 9. Stress-strain curves of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys in the as-HIP and HIP + HT conditions at different temperatures

$t, ^{\circ}\text{C}$: а – 20, б – 800, в – 900, г – 1000

уменьшился по сравнению с ГИП-образцами — вероятно, за счет более быстрого растворения наноразмерных вторичных выделений (Fe, Cr): $\sigma_B = 623 \pm 40$ МПа (800 °C), 380 ± 23 МПа (900 °C), 211 ± 10 МПа (1000 °C).

По приросту массы была исследована кинетика окисления образцов на воздухе при $t = 1000$ °C в течение 30 ч с периодическим взвешиванием образцов (рис. 10). В табл. 3 представлены уравнения регрессии, которыми описаны кинетические кривые и значения прироста массы за 30 ч.

Для сплава $base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ характер кривых окисления соответствует параболическому закону, при котором в первые часы окисления образуется плотный защитный оксидный слой, препятствующий диффузии кислорода внутрь образца. Окисление сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ описывается логарифмическим законом, при котором происходит локальное расслоение из-за возникших внутренних напряжений при термоциклировании до 5 ч. После 5 ч

скорость окисления сплава резко замедляется, выходя на «полку» после 25 ч термоциклирования, что обусловлено формированием плотного защитного слоя Al_2O_3 . Установлено, что легирование цирконием сохраняет высокий уровень жаростойкости сплавов, несмотря на относительно высокую долю железа, и прирост массы составляет $12,24$ г/м² для 5 % Fe и $14,23$ г/м² для 10% Fe .

По данным РФА, окисление контролируется образованием сплошного защитного слоя Al_2O_3 с включениями оксидов Cr, Hf и Zr (рис. 11), что также подтверждается результатами исследования микроструктуры окисленного слоя методами СЭМ и МРСА (рис. 12).

Из анализа микроструктуры окисленного слоя установлено, что основным защитным слоем является Al_2O_3 с включениями оксидов Cr_2O_3 и $(Hf, Zr)O_2$. Менее плотный внешний слой представляет собой фазу $(Cr, Fe)_2O_3$. Между слоями

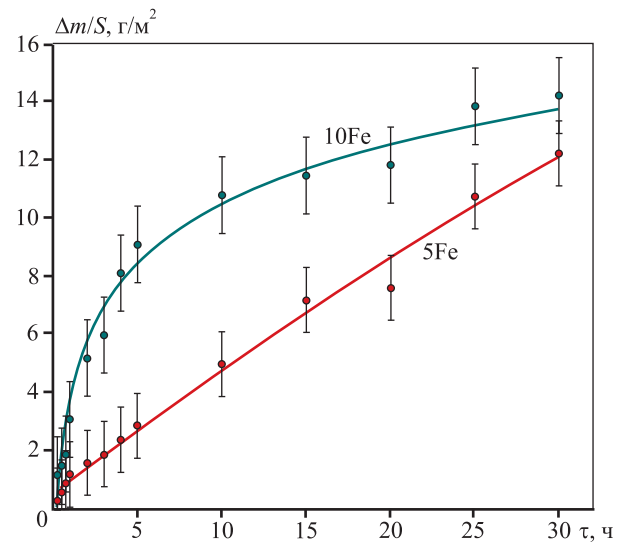


Рис. 10. Кинетика окисления сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ при $t = 1000$ °C

Fig. 10. Oxidation kinetics of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys at $t = 1000$ °C

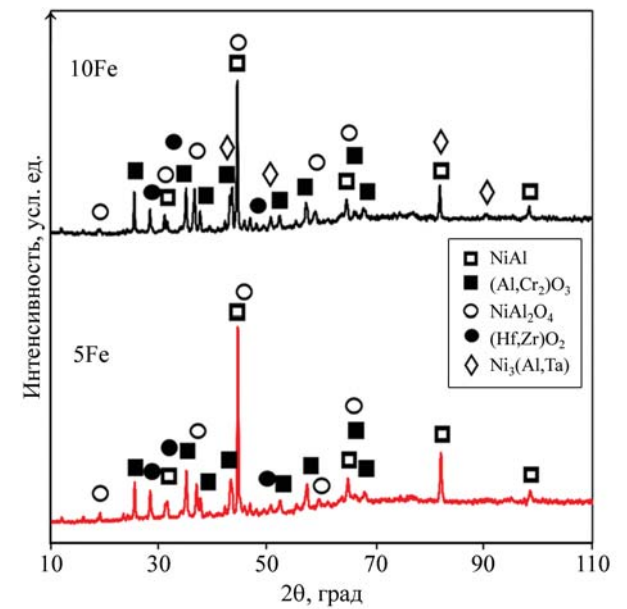


Рис. 11. Рентгенограммы окисленного слоя сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Fig. 11. XRD patterns of the oxidized layer of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys

Таблица 3. Кинетические уравнения регрессии и значения прироста массы сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Table 3. Regression equations for oxidation kinetics and mass gain values of of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys

Образец	Уравнение аппроксимации	Прирост массы, г/м ²
$base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$	$y = -0,0019x^2 + 0,4422x + 0,5729$	12,24
$base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$	$y = 2,9572\ln x + 3,686$	14,23

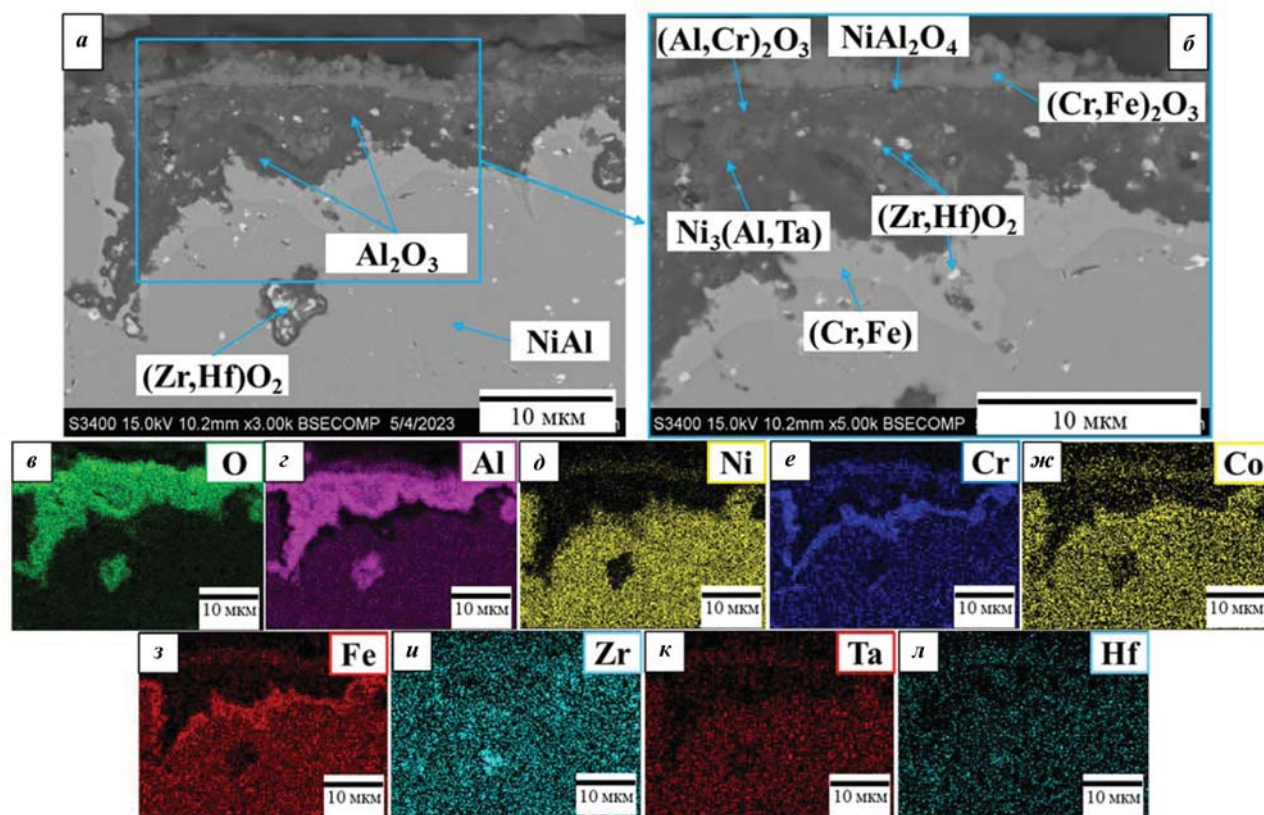


Рис. 12. Микроструктура окисленного слоя (*а, б*) и карта распределения элементов (*в–л*) сплава *base+10Fe–0,3Hf–0,3Zr–0,25Ta*

Fig. 12. Microstructure of the oxidized layer (*a, b*) and element distribution maps (*v–l*) of the *base+10Fe–0,3Hf–0,3Zr–0,25Ta* alloy

присутствует прослойка шпинели NiAl_2O_4 . Диффузия кислорода от поверхности в глубину образца проходит по границам зерен через конгломераты оксидов $(\text{Hf}, \text{Zr})\text{O}_2$.

Выводы

1. Методами СВС, ГИП и ВТО получены экспериментальные образцы дисперсионно-твердеющего сплава *base+10Fe–0,3Hf–0,3Zr–0,25Ta*, сочетающего высокие значения показателя пластичности и прочности при температурах 20 и 800 °C ($\sigma_B = 1592$ МПа, $\varepsilon = 6,5$ % при 20 °C; $\sigma_B = 623$ МПа, $\varepsilon = 32$ % при 800 °C) за счет упрочнения матричной фазы когерентными высокодисперсными выделениями α -(Fe, Cr) фазы и наночастицами интерметаллидной ТПУ σ -фазы.

2. *In situ* ПЭМ-исследования твердорастворных превращений при нагреве ламели позволили установить оптимальную температуру ВТО — 900 °C, при которой образуются высокодисперсные вторичные выделения (Fe, Cr) размером 10–80 нм

и интерметаллидные частицы σ -фазы размером 100–250 нм из первичных частиц α -(Fe, Cr).

3. Легирование цирконием и железом сохраняет высокий уровень стойкости к высокотемпературному окислению при $t = 1000$ °C за счет формирования плотного защитного слоя Al_2O_3 с включениями оксида $(\text{Hf}, \text{Zr})\text{O}_2$. Окисление протекает по логарифмическому закону и практически полностью останавливается после 25 ч термоциклирования. Уровень жаростойкости сплавов, несмотря на относительно высокую долю железа, составляет 12,24 г/м² для *base+5Fe–0,3Hf–0,3Zr–0,25Ta* и 14,23 г/м² для *base+10Fe–0,3Hf–0,3Zr–0,25Ta*.

Список литературы/References

- Wang L., Su Y., Yao C., Huang Y., Shen J., Zhang Y., Liu G., Zhao P., Zhang G. Microstructure and mechanical property of novel NiAl-based hypoeutectic/eutectic/hypereutectic high-entropy alloy. *Intermetallics*. 2022;143:107476. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107476>

2. Deevi S.C., Sikka V.K., Liu C.T. Processing, properties, and applications of nickel and iron aluminides. *Progress in Materials Science*. 1997; 42(1–4):177–192. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(97\)00014-5](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(97)00014-5)
3. Wang L., Shen J., Zhang Y., Fu H. Microstructure, fracture toughness and compressive property of as-cast and directionally solidified NiAl-based eutectic composite. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;664:188–194. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.001>
4. Yang J., Ye X., Xia D., Feng J., Diao Z., Zhao G., Fang D., Li B., Kang H. Effect of Fe and Mo content on the microstructure and mechanical properties of NiAl-based multi-principal element alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2025;34:22624–22633. <https://doi.org/10.1007/s11665-025-10795-5>
5. Lasalmonie A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? *Intermetallics*. 2006;14(10–11):1123–1129. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2006.01.064>
6. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging applications of intermetallics. *Intermetallics*. 2000;8(9–11):1313–1320. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00077-7)
7. Darolia R. Ductility and fracture toughness issues related to implementation of NiAl for gas turbine applications. *Intermetallics*. 2000;8(9–11):1321–1327. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00081-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00081-9)
8. Sheng L.Y., Xie Y., Xi T.F., Guo J.T., Zheng Y.F., Ye H.Q. Microstructure characteristics and compressive properties of NiAl-based multiphase alloy during heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(29–30):8324–8331. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.072>
9. Hu L., Zhang G., Hu W., Gottstein G., Bogner S., Bührig-Polaczek A. Tensile creep of directionally solidified NiAl–9Mo in situ composites. *Acta Materialia*. 2013;61(19):7155–7165. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.08.017>
10. Feng J., Ye X., Lei H., Chen J., Diao Z., Zhao G., Li B., Fang D. Effect of synergistic alloying of Co and Mo on solidification microstructure and properties of NiAl-based eutectic high-entropy alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2024;33:12765–12771. <https://doi.org/10.1007/s11665-023-08868-4>
11. Bochenek K., Basista M. Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications. *Progress in Aerospace Sciences*. 2015;79:136–146. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2015.09.003>
12. Guo J.T., Qi Y.H., Li G.S., Wu W.T. Tensile properties and microstructure of in situ NiAl–Cr (Zr) eutectic composite. *Composite Structures*. 2003;62(3–4):323–327. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2003.09.031>
13. Azakli Y., Gunduz K.O., Cengiz S., Gencer Y., Tarakci M. High-temperature oxidation of NiAlCr–Ca and NiAlCr–Sr alloys in air. *Oxidation of Metals*. 2020;95:135–156. <https://doi.org/10.1007/s11085-020-10018-3>
14. Zhou J., Guo J.T. Effect of Ag alloying on microstructure, mechanical and electrical properties of NiAl intermetallic compound. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;339(1–2):166–174. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00123-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00123-5)
15. Shang Z., Liu T., Shen J., Bai W., Dong X., Yang J. Effects of Ta addition on the microstructure, compression properties and oxidation resistance of NiAl–Cr(Mo) alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2025;34:11615–11625. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09999-y>
16. Atas M.S., Yildirim M. Effect of Nd addition on the microstructure and cyclic oxidation behavior of NiAl–Cr(Mo) eutectic alloys. *International Journal of Metalcasting*. 2024;18:1192–1203. <https://doi.org/10.1007/s40962-023-01102-w>
17. Gungor A., Demirtas H. Microstructure and mechanical properties of Fe-doped NiAl–28Cr–6Mo eutectic alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016;26(4):1025–1031. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64199-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64199-7)
18. Cui C.Y., Chen Y.X., Guo J.T., Li D.X., Ye H.Q. Preliminary investigation of directionally solidified NiAl–28Cr–5.5Mo–0.5Hf composite. *Materials Letters*. 2000;43(5–6):303–308. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(99\)00278-5](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00278-5)
19. Misra A., Gibala R. Plasticity in multiphase intermetallics. *Intermetallics*. 2000;8(9–11):1025–1034. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00079-0](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00079-0)
20. Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Levashov E.A., Kaplan-skii Y.Y., Samokhin A.V. Fabrication of narrow-fraction micropowders of NiAl-based refractory alloy compoNiAl–M5–3. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2018;27:236–244. <https://doi.org/10.3103/S1061386218040027>
21. Zaitsev A.A., Sentyurina Zh.A., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Sanin V.N., Loginov P.A., Petrzhik M.I. Structure and properties of NiAl–Cr(Co,Hf) alloys prepared by centrifugal SHS casting. Part 1 — Room temperature investigations. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;690:463–472. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.075>
22. Zaitsev A.A., Sentyurina Zh.A., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Sanin V.N., Sidorenko D.A. Structure and properties of NiAl–Cr(Co,Hf) alloys prepared by centrifugal SHS casting followed by vacuum induction remelting. Part 2 — Evolution of the structure and me-

- chanical behavior at high temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;690:473–481. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.089>
23. Sanin V.V., Kaplansky Y.Y., Aheiev M.I., Levashov E.A., Petrzhhik M.I., Bychkova M.Y., Samokhin A.V., Fadeev A.A., Sanin V.N. Structure and properties of heat-resistant alloys NiAl–Cr–Co–X (X = La, Mo, Zr, Ta, Re) and fabrication of powders for additive manufacturing. *Materials*. 2021;14(12):3144. <https://doi.org/10.3390/ma14123144>
 24. Biranvand K., Vaezi M.-R., Razavi M. Mechanical properties of mechanical alloyed and spark plasma sintered NiAl-based intermetallic composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30:535–545. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05322-7>
 25. Krasnowski M., Gierlotka S., Kulik T. NiAl–B composites with nanocrystalline intermetallic matrix produced by mechanical alloying and consolidation. *Advanced Powder Technology*. 2019;30(11):2742–2750. <https://doi.org/10.1016/j.appt.2019.08.021>
 26. Kaplanskii Yu.Yu., Sentyurina Zh.A., Loginov P.A., Levashov E.A., Korotitskiy A.V., Travyanov A.Yu., Petrovskii P.V. Microstructure and mechanical properties of the (Fe,Ni)Al-based alloy produced by SLM and HIP of spherical composite powder. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;743:567–580. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.104>
 27. Kaplanskii Yu.Yu., Loginov P.A., Korotitskiy A.V., Bychkova M.Ya., Levashov E.A. Influence of heat treatment on the structure evolution and creep deformation behavior of a precipitation hardened B2-(Ni, Fe)Al alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;786:139451. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139451>
 28. Duman N., Mekhrabov A.O., Akdeniz M.V. Microalloying effects on the microstructure and kinetics of nanoscale precipitation in Ni–Al–Fe alloy. *Intermetallics*. 2012;23:217–227. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.01.002>
 29. Contreras-Piedras E., Dorantes-Rosales H.J., Lopez-Hirata V.M., Santiago F.H., Gonzales-Velazquez J.L., Lopez-Monrroy F.I. Analysis of precipitation in Fe-rich Fe–Ni–Al alloys by diffusion couples. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;558:366–370. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.013>
 30. Ren J., Zhang X., Gui Y., Wang Q., Zhang X., Lu X. Mechanical response and plastic deformation in the B2–NiAl/Fe interface: Molecular dynamics analysis. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2025;34:4925–4933. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09469-5>
 31. Ren J., Gui Y., Gao Q., Wang Q., Bai Y., Li J., Xue H., Lu X., Tang F. Mechanical response and plastic deformation in single- and dual-phase polycrystalline FeNiAl alloys: molecular dynamics analysis. *Journal of Materials Science*. 2024;59:1440–14419. <https://doi.org/10.1007/s10853-024-09704-3>
 32. Wang X., Xu Z., Guo C., Xie H., Ma T., Li A. Improving the ductility of high-strength NiAl-based high-entropy alloys by introducing hierarchical nanoscale phases. *Materials Characterization*. 2025;220:114698. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114698>
 33. Grabke H.J. Oxidation of NiAl and FeAl. *Intermetallics*. 1999;7(10):1153–1158. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(99\)00037-0](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00037-0)
 34. Yang J.C., Schumann E., Levin I., Rühle M. Transient oxidation of NiAl. *Acta Materialia*. 1998;46(6):2195–2201. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00378-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00378-9)
 35. Агеев М.И., Санин В.В., Швындина Н.В., Капланский Ю.Ю., Левашов Е.А. Кинетика и механизм окисления никелевых сплавов. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022;16(3):4–23. Aheiev M.I., Sanin V.V., Shvindina N.V., Kaplanskii Yu.Yu., Levashov E.A. Oxidation kinetics and mechanism of nickel alloys. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2022;16(3):4–23. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-3-4-23>
 36. Hamadi S., Bacos M.-P., Poulain M., Seyeux A., Maurice V., Marcus P. Oxidation resistance of a Zr-doped NiAl coating thermochemically deposited on a nickel-based superalloy. *Surface and Coatings Technology*. 2009;204(6–7):756–760. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.09.073>
 37. Sheng L.Y., Guo J.T., Zhou L.Z., Ye H.Q. The effect of strong magnetic field treatment on microstructure and room temperature compressive properties of NiAl–Cr(Mo)–Hf eutectic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2009;500(1–2):238–243. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.020>
 38. Wang L., Shen J., Shang Z., Fu H. Microstructure evolution and enhancement of fracture toughness of NiAl–Cr(Mo)–(Hf,Dy) alloy with a small addition of Fe during heat treatment. *Scripta Materialia*. 2014;89:1–4. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.07.002>
 39. Zeumert B., Sauthoff G. Intermetallic NiAlTa alloys with strengthening Laves phase for high-temperature applications. I. Basic properties. *Intermetallics*. 1997;5(7):563–577. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(97\)00031-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(97)00031-9)

Информация об авторах

Максим Игоревич Агеев — к.т.н., науч. сотрудник Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0003-2079-8710>

E-mail: aheievmi@gmail.com

Евгений Иванович Пацера — к.т.н., ст. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0001-6372-6309>

E-mail: patsera.ei@isis.ru

Федор Алексеевич Басков — к.т.н., начальник сектора АО «Композит», науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>

E-mail: baskov_fa@mail.ru

Максим Геннадьевич Хомутов — к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории гибридных аддитивных технологий Национального исследовательского технологического университета «МИСИС» (ННТУ МИСИС).

<https://orcid.org/0000-0002-7701-1600>

E-mail: khomutov@isis.ru

Павел Александрович Логинов — д.т.н., ст. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Тамара Александровна Лобова — д.т.н., профессор кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) ННТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0009-0002-1749-0782>

E-mail: smazka39@mail.ru

Евгений Александрович Левашов — д.т.н., проф., член-корр. РАН, зав. кафедрой ПМиФП, ННТУ МИСИС, директор НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>

E-mail: levashov@shs.misis.ru

Information about the authors

Maksim I. Ageev — Cand. Sci. (Eng.), Researcher of the Scientific-Educational Center of SHS (SHS-Center) of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0003-2079-8710>

E-mail: aheievmi@gmail.com

Evgeniy I. Patsera — Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0001-6372-6309>

E-mail: patsera.ei@isis.ru

Fedor A. Baskov — Cand. Sci. (Eng.), Head of the Sector of JSC «Kompozit», Researcher of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>

E-mail: baskov_fa@mail.ru

Maxim G. Khomutov — Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of hybrid additive technologies of the National University of Science and Technology «MISIS» (NUST MISIS).

<https://orcid.org/0000-0002-7701-1600>

E-mail: khomutov@isis.ru

Pavel A. Loginov — Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Tamara A. Lobova — Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Powder Metallurgy and Functional Coating (PM&FC) of NUST MISIS.

<https://orcid.org/0009-0002-1749-0782>

E-mail: smazka39@mail.ru

Evgeny A. Levashov — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Head of the Department of PM&FC of NUST MISIS, Director of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>

E-mail: levashov@shs.misis.ru

Вклад авторов

М.И. Агеев — определение цели работы и концепции исследований, написание статьи, проведение микроструктурных исследований и испытаний на жаростойкость, обсуждение и описание результатов.

Е.И. Пацера — проведение синтезов, участие в обсуждении концепции исследований, обсуждение результатов исследований.

Ф.А. Басков — проведение горячего изостатического прессования, участие в обсуждении результатов.

М.Г. Хомутов — проведение термомеханических испытаний, описание результатов механических испытаний.

П.А. Логинов — проведение исследований методом просвечивающей микроскопии, определение рентгеноструктурного фазового анализа, описание результатов и их обсуждение.

Т.А. Лобова — обсуждение результатов работы, описание результатов рентгеноструктурного фазового анализа и микроструктурных исследований.

Е.А. Левашов — определение цели работы и концепции исследований, написание статьи, обсуждение и описание результатов, редактирование статьи.

Contribution of the authors

M.I. Ageev — defined the research objective and concept, wrote the manuscript, conducted microstructural studies and oxidation-resistance testing, and participated in the discussion of the results.

E.I. Patsera — carried out the syntheses and participated in the discussion of the study concept and results.

F.A. Baskov — performed hot isostatic pressing and participated in the discussion of the results.

M.G. Khomutov — conducted thermomechanical testing and described the mechanical test results.

P.A. Loginov — conducted transmission electron microscopy studies, performed X-ray phase analysis, and described and discussed the results.

T.A. Lobova — participated in the discussion of the results and described the results of X-ray phase analysis and microstructural studies.

E.A. Levashov — defined the research objective and concept, wrote and edited the manuscript, and participated in the discussion of the results.

Статья поступила в редакцию 13.02.2026, доработана 02.03.2026, подписана в печать 10.03.2026

The article was submitted 13.02.2026, revised 02.03.2026, accepted for publication 10.03.2026

УДК 669.2/8

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-69-80>

Научная статья

Research article



Структура и свойства тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti–Nb–Zr, полученного в процессе прямого лазерного выращивания

И.В. Красанов, А.Д. Евстифеев, Н.Р. Алымов, С.С. Шабунина,
М.А. Жилина, У.С. Королева, Н.Д. Степанов, Н.Ю. Юрченко

Санкт-Петербургский государственный морской технический университет
Россия, 198095, г. Санкт-Петербург, Ленинский пр-т, 101

✉ Игорь Владиславович Красанов (igor.krasanov.99@mail.ru)

Аннотация: Исследование посвящено изучению микроструктуры и механических свойств тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti₂NbZr, впервые полученного методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ) из порошка заданного химического состава. Определены оптимальные параметры процесса ПЛВ, в частности мощность лазера (1600 Вт), обеспечившая минимальную пористость (0,031 %). Анализ выявил формирование однофазной ОЦК-структуры, гетерогенной по строению: крупные столбчатые зерна чередуются с прослойками мелких равноосных. Средний размер зерна уменьшался с увеличением высоты образца. Результаты механических испытаний свидетельствуют о сочетании высоких прочности и пластичности сплава: предел текучести ~810 МПа, временное сопротивление ~815 МПа, относительное удлинение после разрыва – 16 %. Теоретическая оценка вклада механизмов упрочнения показала хорошее согласие с экспериментом. Установлено, что основной вклад в прочность материала вносит твердорастворное упрочнение. Результаты исследования подтверждают перспективность использования ПЛВ для изготовления высококачественных изделий из сплава Ti₂NbZr с механическими свойствами, превышающими аналоги, полученные традиционными и аддитивными технологиями.

Ключевые слова: тугоплавкие композиционно-сложные сплавы, прямое лазерное выращивание, микроструктура, механические свойства.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 24-79-10068 (<https://rscf.ru/project/24-79-10068/>).

Для цитирования: Красанов И.В., Евстифеев А.Д., Алымов Н.Р., Шабунина С.С., Жилина М.А., Королева У.С., Степанов Н.Д., Юрченко Н.Ю. Структура и свойства тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti–Nb–Zr, полученного в процессе прямого лазерного выращивания. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):69–80. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-69-80>

Microstructure and mechanical properties of a refractory Ti–Nb–Zr complex concentrated alloy produced by laser-based directed energy deposition (DED-LB)

I.V. Krasanov, A.D. Evstifeev, N.R. Alymov, S.S. Shabunina, M.A. Zhilina,
U.S. Koroleva, N.D. Stepanov, N.Yu. Yurchenko

Saint Petersburg State Marine Technical University
101, Leninskiy Prosp., St. Petersburg 198095, Russia

✉ Igor V. Krasanov (igor.krasanov.99@mail.ru)

Abstract: This study investigates the microstructure and mechanical properties of a refractory Ti₂NbZr complex concentrated alloy fabricated for the first time by laser-based directed energy deposition (DED-LB) from a pre-alloyed powder. The optimal processing parameters were identified; specifically, a laser power of 1600 W ensured a minimum porosity of 0.031 %. Comprehensive analysis revealed

the formation of a single-phase BCC structure with a heterogeneous morphology, in which large columnar grains alternated with layers of fine equiaxed grains. The average grain size decreased with increasing specimen height. Mechanical testing demonstrated a favorable combination of strength and ductility, with a yield strength of ~810 MPa, an ultimate tensile strength of ~815 MPa, and an elongation of 16 %. A theoretical assessment of the contributions of the strengthening mechanisms showed good agreement with the experimental data. Solid-solution strengthening was found to make the dominant contribution to the alloy strength. The results confirm the potential of DED-LB for manufacturing high-quality Ti₂NbZr components with mechanical properties superior to those of counterparts produced by conventional and additive technologies.

Key words: refractory complex concentrated alloys, laser-based directed energy deposition, microstructure, mechanical properties.

Acknowledgements: This study was supported by Russian Science Foundation, grant No. 24-79-10068 (<https://rscf.ru/project/24-79-10068/>).

For citation: Krasanov I.V., Evstifeev A.D., Alymov N.R., Shabunina S.S., Zhilina M.A., Koroleva U.S., Stepanov N.D., Yurchenko N.Yu. Microstructure and mechanical properties of a refractory Ti–Nb–Zr complex concentrated alloy produced by laser-based directed energy deposition (DED-LB). *Izvestiya Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):69–80. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-69-80>

Введение

Композиционно-сложные сплавы (КСС), часто рассматриваемые в литературе в тесной связи с высоко- и среднеэнтропийными сплавами, но охватывающие более широкое композиционное пространство [1], в особенности тугоплавкие композиционно-сложные сплавы (ТКСС), привлекают внимание исследователей благодаря своим уникальным свойствам. Их отличают уникальная прочность при высоких температурах [1–3], способность ее сохранять [4], технологичность [5], вязкость разрушения [6], ударная вязкость [7], а также жаростойкость [8]. Эти характеристики делают ТКСС перспективными кандидатами для применений в экстремальных условиях.

Несмотря на впечатляющий потенциал, практическое внедрение ТКСС сталкивается с системными ограничениями. Традиционные методы производства — такие, как вакуумно-дуговой переплав с последующей механической обработкой, становятся экономически нецелесообразными при создании деталей со сложной геометрией из-за высоких материальных потерь и технологической сложности обработки твердых и хрупких материалов. Аддитивные технологии, в частности прямое лазерное выращивание (ПЛВ), открывают новые перспективы, позволяя не только минимизировать отходы, но и создавать градиентные структуры и функционально-градиентные материалы [9].

К настоящему времени значительное число композиций ТКСС синтезировано с применением ПЛВ [10–21]. Наиболее успешные результаты достигнуты при использовании порошков заданного химического состава, что позволяет избежать проблем, связанных с неоднородностью распределения в сплаве элементов с различными тем-

пературами плавления и плотностью [14; 16–18]. В отличие от синтеза из смесей элементарных порошков, при котором сложно достичь гомогенного химического состава [10–12; 15; 21], применение порошков заданного химического состава теоретически способствует формированию более однородной микроструктуры. Однако даже в этом случае экстремальные термические циклы, характерные для ПЛВ, могут приводить к возникновению специфических структурных особенностей, включая образование метастабильных фаз, химическую сегрегацию по границам зерен и формирование значительных остаточных напряжений, которые существенно влияют на конечные свойства изделий.

Целью данной работы являлось восполнение фундаментального пробела в понимании взаимосвязей между параметрами ПЛВ, термической историей и формирующейся микроструктурой для конкретных систем ТКСС, получаемых из порошков заданного химического состава. Для этого было проведено систематическое исследование сплава Ti₂NbZr, синтезированного методом ПЛВ. Литературные данные по свойствам близких по составу сплавов, полученных как традиционными методами [22–25], так и с применением аддитивных технологий [26], позволяют предположить, что в сплаве Ti₂NbZr возможно достижение высокой прочности и пластичности при температурах до ~600–700°C, что делает его перспективным для изготовления деталей авиационных турбин.

1. Методики исследований

В качестве исходного материала использовался порошок Ti₂NbZr, полученный методом плазмен-

ной атомизации (рис. 1). Химический состав порошка Ti_2NbZr был следующий:

Ti, ат. %	50,1 ± 0,4
Nb, ат. %	24,1 ± 0,4
Zr, ат. %	25,8 ± 0,5
N, г/т	20 ± 4
O, г/т	535 ± 11

Физико-технические свойства порошка приведены в табл. 1.

На рис. 1 на поверхности частиц можно видеть мелкие (3–20 мкм) округлые образования (частый дефект порошков), называемые сателлитами, которые могут снижать текучесть. По результатам входного контроля текучесть порошка составила 20 с (см. табл. 1), что соответствует требованиям ГОСТ 20899-98 (ИСО 4490-78) и является допустимым для аддитивного производства.

С использованием установки для прямого лазерного выращивания ИЛИСТ-S (Институт лазерных и сварочных технологий, СПбГМТУ, г. Санкт-Петербург) была напечатана серия образцов на подложке из сплава ПТ-3В (деформируемый псевдо-альфа-титановый сплав системы Ti–Al–V, ГОСТ 19807-91) в горячекатанном состоянии. В состав комплекса ИЛИСТ-S входят: промышленный робот LRM-M20iB/25, волоконный лазер LS-3Yb, головка для лазерного напыления FLW D30, сопло SO12, порошковый питатель.

Таблица 1. Физико-технические свойства порошка Ti_2NbZr

Table 1. Physical and technical properties of Ti_2NbZr powder

Фракция 23–129, мкм			Текучесть, с
D10	D50	D90	
39	70	106	20

Таблица 2. Параметры процесса ПЛВ

Table 2. DED-LB process parameters

Образец	Мощность лазера, Вт	Скорость подачи порошка, г/мин	Скорость сканирования, мм/с	Диаметр пятна, мм	Смещение по высоте, мм
1	1200	78	25	2	0,6
2	1400				
3	1600				
4	1800				
5	2000				

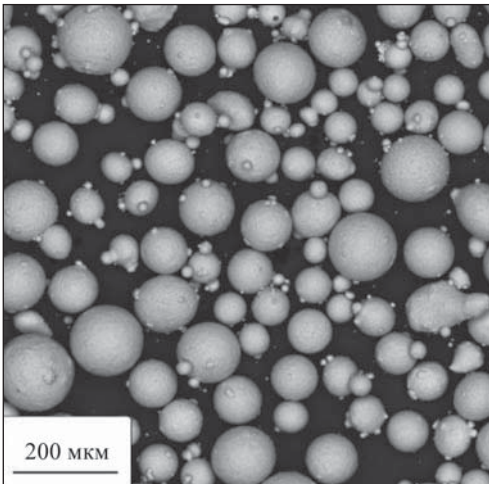


Рис. 1. Изображение порошка Ti_2NbZr

Fig. 1. Image of Ti_2NbZr powder

Выращивание проводилось в герметичной камере в атмосфере аргона. Параметры выращивания отображены в табл. 2, схема выращивания образцов показана на рис. 2.

Для получения образцов была применена стратегия выращивания «змейкой». После выращивания одного слоя голова лазера начинала формирование следующего слоя с конечной точки в обратную сторону. Три валика в одном слое выращивались все в одну сторону, т.е «змейка» была применена только к слоям по высоте.

Макроструктурные исследования проводились в плоскости Z–Y с применением оптического микроскопа «Leica DMI 5000» (Leica Microsystems, Германия) и программного обеспечения (ПО) «Axalit» (Аксалит, г. Екатеринбург). Образцы были подготовлены с использованием стандартного метода пробоподготовки, включая шлифовку и финишную полировку. Доля дефектов (пор) в образцах была определена методом бинаризации с использованием ПО «ImageJ».

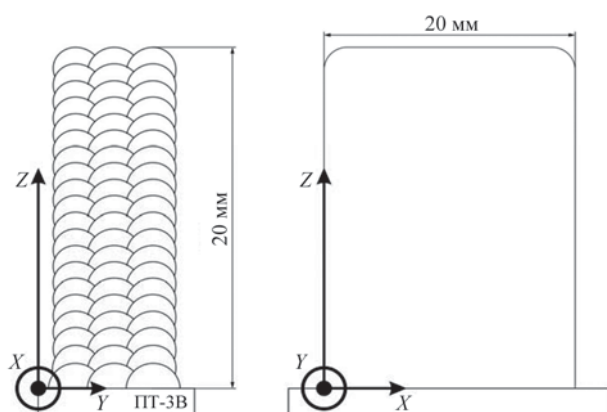


Рис. 2. Схема процесса ПЛВ образцов сплава Ti_2NbZr в плоскостях $Z-Y$ (слева) и $Z-X$ (справа)

Fig. 2. Schematic of the DED-LB fabrication of Ti_2NbZr alloy specimens in the $Z-Y$ plane (left) and $Z-X$ plane (right)

Фазовый анализ был проведен методом рентгеновской дифракции на дифрактометре «D2 Phaser» (Bruker AXS GmbH, Германия) при $2\theta = 20 \div 125^\circ$ и скорости сканирования $6^\circ/\text{мин}$. Микроструктурные исследования были выполнены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) MIRA 3 LMN (Tescan, Чехия), оснащенном детекторами обратно отраженных электронов (ДОО), энергодисперсионного (ЭДС) анализа и дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ). Исследования были проведены в сечениях $Z-Y$ и $Z-X$. ДОРЭ-анализ был осуществлен на участках образцов размерами $3,75 \times 3,75$ мм с шагом сканирования 5 мкм. Для

обеспечения статистически достоверного анализа шаг сканирования выбирался таким образом, чтобы на одно зерно приходилось не менее 4 точек. Средний размер зерен был оценен с использованием метода секущих (согласно ГОСТ 21073.3-75). В процессе исследования были получены обратные полюсные фигуры (ОПФ).

Микротвердость измеряли на плоскости $Z-Y$ с помощью микротвердомера FM-310 (Future Tech, Япония) с применением пирамидального алмазного индентора (испытание на твердость по Виккерсу) и рабочей нагрузки 300 г.

Механические характеристики напечатанных материалов оценивали по результатам испытаний на одноосное растяжение. Образцы были вырезаны из плоскости $Z-X$ помощью электроэрозионного станка (рис. 3), а затем тщательно отполированы. Испытания на растяжение проводились при комнатной температуре ($23 \pm 2^\circ\text{C}$) на универсальной испытательной машине «Shimadzu AG-50kNX» (Япония) при начальной скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Были выполнены испытания двух образцов.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Структура сплава после процесса ПЛВ

2.1.1. Оптическая микроскопия

На рис. 4 показаны изображения с оптического микроскопа образцов, полученных по режимам I–5 (табл. 2 и 3), в плоскости $Z-Y$. Обнаружено, что при минимальной мощности лазера 1200 Вт

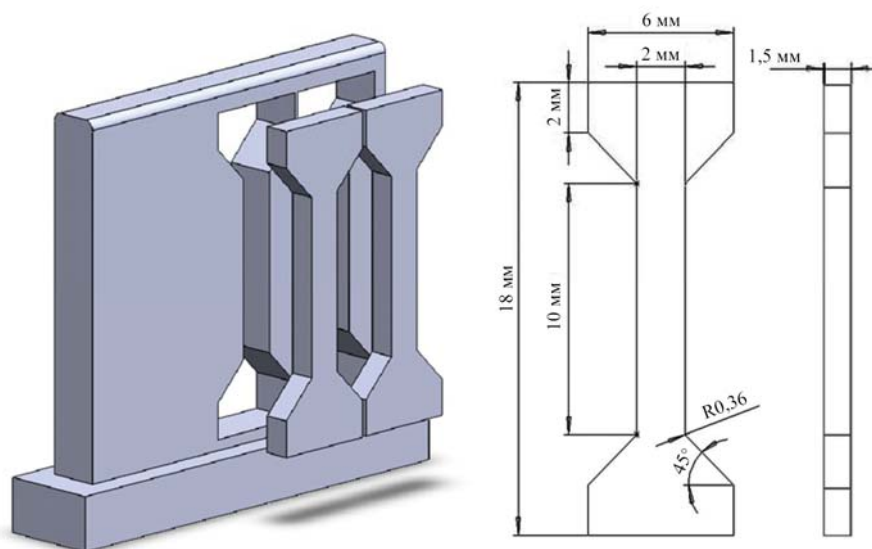


Рис. 3. Схема вырезки образцов для испытаний на одноосное растяжение и их размеры

Fig. 3. Schematic of specimen extraction for uniaxial tensile testing and specimen dimensions

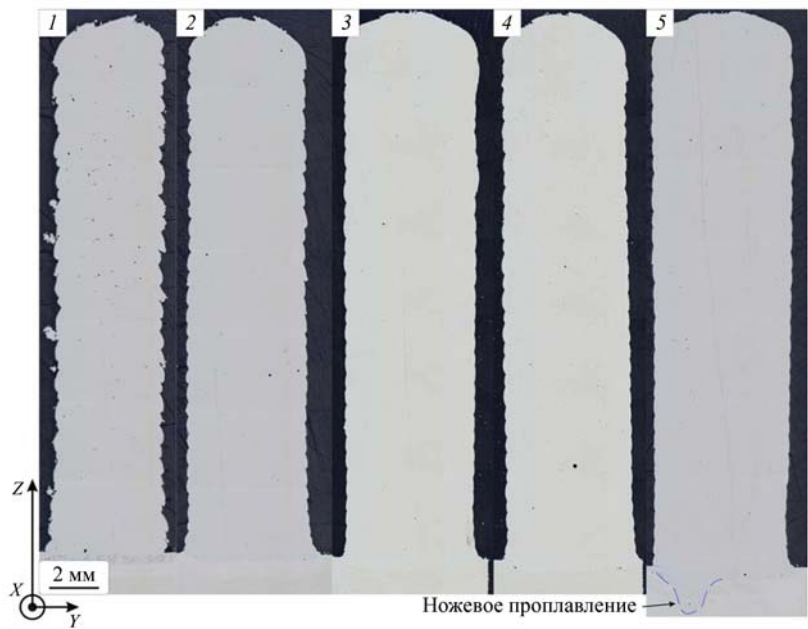


Рис. 4. Оптические изображения образцов, полученных по режимам 1–5 (см. табл. 2), в плоскости Z–Y
Fig. 4. Optical images of specimens produced under conditions of 1–5 (see Table 2) in the Z–Y plane

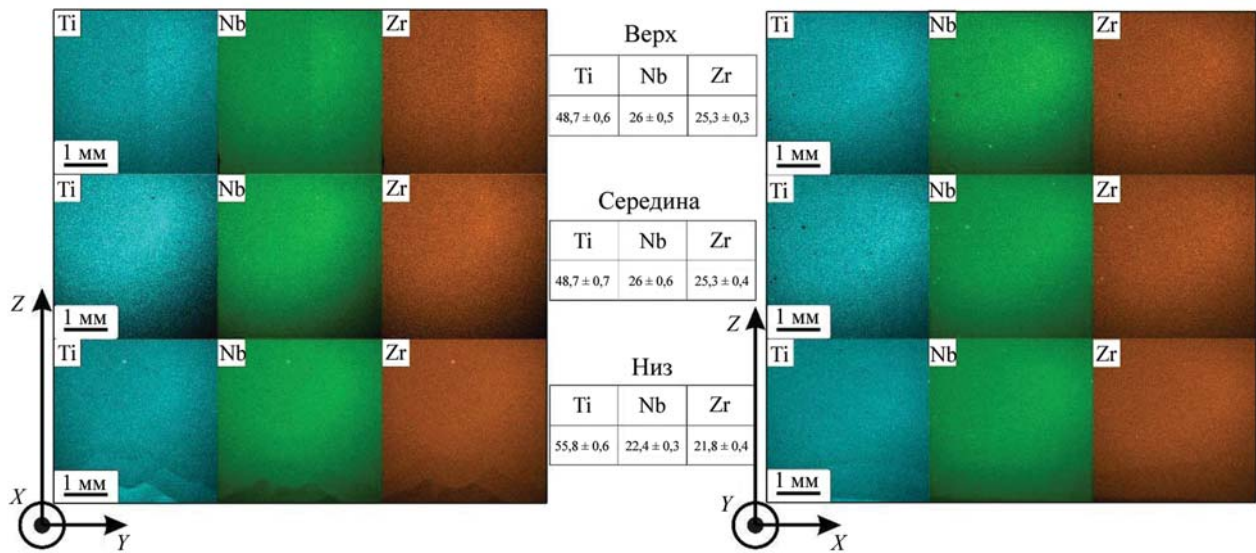


Рис. 5. Карты распределения элементов и количественный элементный состав (ат. %) образца 3 вдоль плоскостей Z–Y (слева) и Z–X (справа) и секторов, обозначенных как низ (область, граничащая с подложкой), середина и верх

В соответствующих таблицах представлены средние значения концентраций элементов (ат. %), измеренных для областей размером 3,57 × 3,57 мм

Fig. 5. Elemental distribution maps and quantitative elemental composition (at. %) of specimen 3 in the Z–Y plane (left) and Z–X plane (right), and in the regions designated as bottom (the region adjacent to the substrate), middle, and top
The corresponding tables present the average elemental concentrations (at. %) measured for areas of 3.57 × 3.57 mm

наблюдаются наибольшая шероховатость боковой поверхности и повышенная пористость внутренней области (см. табл. 3). С увеличением мощности лазера оба параметра снижаются, достигая мини-

мальной пористости 0,031 % при мощности 1600 Вт (образец 3).

Дальнейшее повышение мощности лазера оказывает слабое влияние на шероховатость боковой

Таблица 3. Пористость образцов в плоскости Z–Y

Table 3. Porosity of specimens in the Z–Y plane

Образец	Мощность лазера, Вт	Пористость, %
1	1200	0,193
2	1400	0,066
3	1600	0,031
4	1800	0,069
5	2000	0,053

поверхности, но приводит к возрастанию пористости внутренней области (см. табл. 3), а также к возникновению ножевого проплавления в образце 5. Учитывая эти факторы, образец 3 был выбран для последующих, более детальных исследований.

2.1.2. ЭДС-анализ

На рис. 5 представлены результаты ЭДС-анализа для двух плоскостей (Z–Y и Z–X) и трех секторов (низ (область, граничащая с подложкой), середина и верх) образца 3. Обнаружено, что образец демонстрирует высокую гомогенность химического состава, близкого к номинальному (см. выше), во всех плоскостях и секторах. Можно отметить лишь узкую зону взаимодействия сплава Ti₂NbZr с материалом подложки, проявляющуюся повышенным содержанием Ti и пониженными концентрациями Nb и Zr в нижнем секторе, а также единичные (менее 0,01 %) частицы, богатые Nb и Zr.

2.1.3. Рентгеноструктурный и ДОРЭ анализы

На рис. 6 представлены результаты рентгеноструктурного и ДОРЭ анализов для двух плоскостей (Z–Y и Z–X) и трех секторов (низ, середина и верх) образца 3. Во всем объеме образца формируется однофазная ОЦК-структура. В плоскости Z–Y и нижнего сектора наблюдается образование гетерогенной микроструктуры, состоящей из

Таблица 4. Средний размер зерен в различных плоскостях и секторах образца 3

Table 4. Average grain size in different planes and regions of specimen 3

Плоскость	Средний размер зерен, мкм		
	Низ	Середина	Верх
Z–Y	40,1 ± 15,2	40,5 ± 12,4	28,8 ± 4,2
Z–X	31,7 ± 7,2	29,1 ± 3,9	24,9 ± 4,5

слоев длинных (~1 мм) столбчатых зерен с преимущественной ориентацией вдоль направления [001], находящихся под углом к оси Z, который варьировался от ~70° в центре образца до ~40° к его краям. Зоны столбчатых зерен были разделены прослойками мелких, преимущественно равноосных зерен. Несмотря на наличие столбчатых зерен, средний размер зерен составил ~40 мкм (табл. 4). С увеличением высоты образца структура претерпевала слабое изменение в среднем секторе и более заметное — в верхней части, связанное со снижением количества и размеров столбчатых зерен, выраженном в уменьшении среднего размера зерна до ~30 мкм (табл. 4), а также ослаблением текстурированности.

В свою очередь, анализ разных секторов образца в плоскости Z–X подтвердил формирование микроструктуры, типичной для процесса ПЛВ. В частности, наблюдалось образование столбчатых зерен в областях, соответствующих бывшим ваннам расплава, и мелких зерен на границах валиков. При этом средний размер зерен в плоскости Z–X был немного меньше, чем в плоскости Z–Y, но демонстрировал такую же зависимость, снижаясь с увеличением высоты образца (см. табл. 4).

2.2. Механические свойства

На рис. 7, а показан профиль микротвердости образца 3 в плоскости Z–Y. Линейная регрессия выявила рост твердости по высоте (1,02 НВ/мм, 95 % доверительный интервал: 0,67–1,36), однако его величина была незначительна: на всем исследованном участке твердость увеличивалась лишь на ~8 %. При этом стандартное отклонение от тренда (3,9 НВ) укладывалось в погрешность измерений (5–12 НВ). Таким образом, микротвердость можно характеризовать как относительно стабильную вдоль оси Z со средним значением 239 НВ. Зона вблизи подложки (~1 мм) демонстрирует ожидаемое снижение твердости вследствие перемешивания с материалом подложки.

Далее был проведен анализ механических свойств образца 3 при испытаниях на одноосное растяжение вдоль плоскости Z–X. На рис. 7, б приведены инженерные кривые «напряжение—деформация» двух образцов (3.1 и 3.2). В табл. 5 представлены такие их характеристики, как предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление (σ_B) и относительное удлинение после разрыва (δ).

Образцы показали схожие механические свойства и деформационное поведение. В частности, у образца 3.1 максимальный предел текучести со-

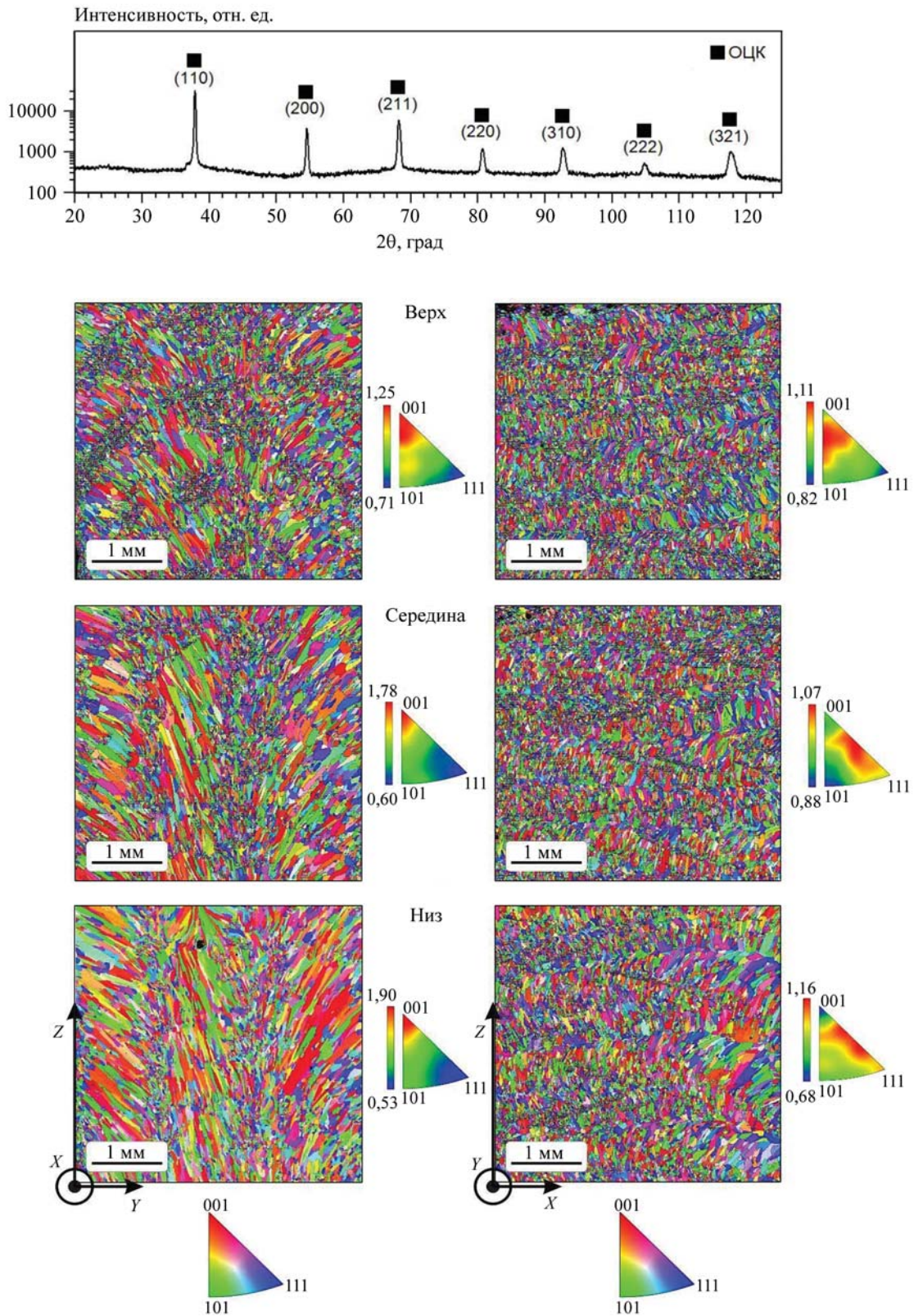


Рис. 6. Дифрактограмма и ОПФ-карты образца 3 вдоль плоскостей Z–Y (слева) и Z–X (справа) и секторов, обозначенных как низ, середина и верх

Fig. 6. XRD pattern and IPF maps of specimen 3 in the Z–Y plane (left) and Z–X plane (right), and in the regions designated as bottom, middle, and top

Таблица 5. Предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление (σ_b) и относительное удлинение после разрыва (δ) образцов 3.1 и 3.2

Table 5. Yield strength ($\sigma_{0,2}$), ultimate tensile strength (σ_b), and elongation to failure (δ) of specimens 3.1 and 3.2

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
3.1	810	814	16
3.2	813	815	16

ставил 810 МПа, у образца 3.2 — 813 МПа. В обоих образцах после достижения предела текучести практически отсутствовала стадия деформационного упрочнения. После набора предельных значений временного сопротивления 814 и 815 МПа для образцов 3.1 и 3.2 соответственно, кривые «напряжение—деформация» демонстрировали спад. Уменьшение напряжений было постепенным до значений относительного удлинения ~8 % и более крутым после данной степени деформации. Оба образца показали относительное удлинение после разрыва $\delta = 16$ %.

Стоит отметить, что сплав Ti_2NbZr , полученный методом ПЛВ, демонстрирует предел текучести на ~30 % выше, чем тугоплавкие композиционно-сложные сплавы $TiNbZr$ [25], $Ti_{40}Nb_{30}Zr_{30}$ (ат. %) [24] и $Ti_{35}Nb_{15}Zr_{50}$ (ат. %) [27], синтезированные методом вакуумно-дугового переплава. В свою очередь, по сравнению с аддитивно полученными ТКСС — такими, как $TiZrHfNb_x$ [14] и $Ti_{41}V_{27}Hf_{13}Nb_{13}Mo_6$ (ат. %) [17], сплав Ti_2NbZr имеет более высокую пластичность.

Прочность ТКСС складывается из нескольких факторов и может быть выражена следующим образом:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{внел} + \Delta\sigma_{Х-П}. \quad (1)$$

Здесь σ_0 — предел текучести случайного сплава без взаимодействия между компонентами, определяемый по правилу смеси $\sigma_{0,2}$ чистых компонентов, МПа: Ti — 150, Nb — 240, Zr — 250 [28]. Для сплава Ti_2NbZr $\sigma_0 = 199$ МПа. Следует отметить, что данная оценка является приблизительной из-за различных кристаллических структур чистых Ti (ГПУ), Nb (ОЦК) и Zr (ГПУ). Однако в рамках принятой феноменологической модели, широко используемой для анализа механизмов упрочнения в ТКСС с ОЦК-решеткой [5; 28–30], такое допущение позволяет получить оценочное значе-

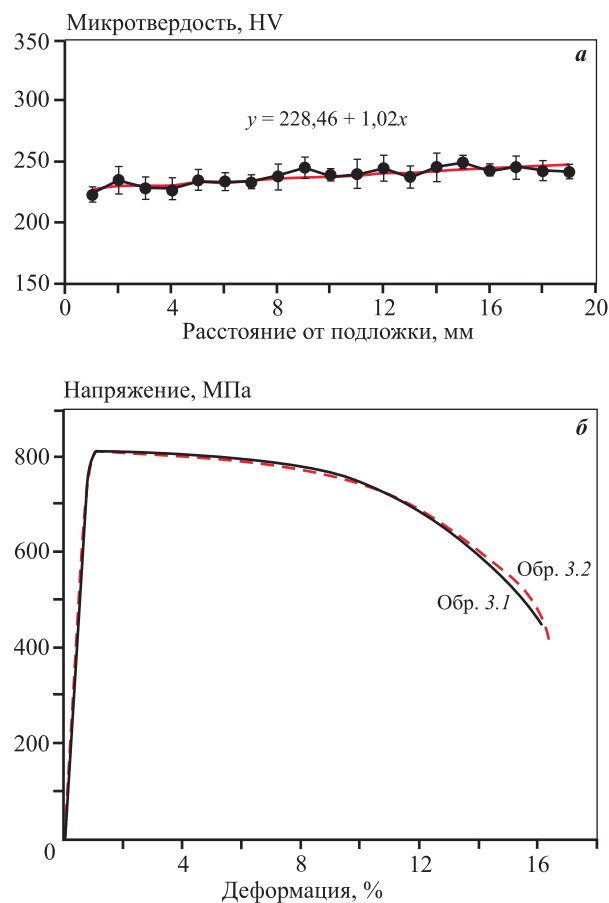


Рис. 7. Анализ механических свойств

a — профиль микротвердости образца 3 в плоскости Z–Y
б — инженерные кривые «напряжение—деформация», полученные в ходе испытаний на одноосное растяжение образцов 3.1 и 3.2 в плоскости Z–X при комнатной температуре

Fig. 7. Analysis of mechanical properties

a — microhardness profile of specimen 3 in the Z–Y plane
б — engineering stress-strain curves obtained during uniaxial tensile testing of specimens 3.1 and 3.2 in the Z–X plane at room temperature

ние σ_0 для последующего анализа относительного вклада других механизмов упрочнения;

$\Delta\sigma_{тр}$ — твердорастворное упрочнение, которое включает упрочнение от элементов замещения и рассчитывается с использованием уравнения [29]

$$\Delta\sigma_{тр} = AG(\sum c_i \delta_i^2)^{2/3}, \quad (2)$$

где c_i — концентрация i -го элемента; $\delta_i = (9/8)\sum c_i(\delta_{Gij} + \beta\delta_{rij})$ — полная упругая деформация вокруг i -го элемента; G — модуль сдвига, равный 39,7 ГПа (по правилу смеси) [28]; $A = 0,1$ — безразмерная константа материала; $\delta_{Gij} = 2(G_i - G_j) / (G_i + G_j)$ и $\delta_{rij} = 2(r_i - r_j) / (r_i + r_j)$ — разность модулей сдвига и разность атомных радиусов соответственно между i - и j -элементами; $\beta = 2$ — константа. Для сплава Ti_2NbZr $\Delta\sigma_{тр} = 555$ МПа;

$\Delta\sigma_{\text{внел}}$ — твердорастворное упрочнение, вызванное атомами внедрения (такими, как О и N), которое оценивалось с помощью соотношения $\Delta\sigma_{\text{внел}} = 200C_{\text{внел}}$ [30], где $C_{\text{внел}}$ — концентрация внедренных атомов ($O + N = 0,239$ ат. %). Для сплава Ti_2NbZr $\Delta\sigma_{\text{внел}} = 48$ МПа;

$\Delta\sigma_{\text{Х-П}}$ — зернограничное упрочнение, которое можно оценить с помощью уравнения Холла—Петча:

$$\Delta\sigma_{\text{Х-П}} = k_c d^{-0,5}, \quad (3)$$

где d — средний размер зерна (определенный как среднее для всех плоскостей и секторов: $d = 32,5$ мкм); k_c — коэффициент Холла—Петча, определяемый по правилу смеси k чистых компонентов, МПа·мкм^{-0,5}: Ti — 190, Nb — 340, Zr — 280 [31], Ti_2NbZr — 250). Для сплава Ti_2NbZr $\Delta\sigma_{\text{Х-П}} = 44$ МПа.

После суммирования всех вкладов расчетный $\sigma_{0,2}$ сплава Ti_2NbZr составил 846 МПа, что хорошо коррелирует с экспериментально наблюдаемым $\sigma_{0,2} = 810 \div 813$ МПа. При этом наибольший вклад в прочность вносит твердорастворное упрочнение атомами замещения.

Заключение

Проведено исследование микроструктуры и механических свойств тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti_2NbZr , полученного методом прямого лазерного выращивания. На основе полученных данных можно сделать следующие выводы:

1. Определены оптимальные параметры процесса ПЛВ. В частности, минимальная пористость (0,031 %) в сплаве достигается при мощности лазера 1600 Вт. Отклонение от данного режима приводит к увеличению дефектности.

2. В процессе ПЛВ формируется однофазная ОЦК-структура, характеризующаяся гетерогенной морфологией с чередованием столбчатых и равноосных зерен. Наблюдается градиент структуры с постепенным уменьшением размера зерна вдоль направления выращивания.

3. Механические испытания выявили высокий комплекс свойств: предел текучести ~810 МПа, временное сопротивление ~815 МПа, относительное удлинение — 16 %. Достигнутый уровень характеристик указывает на то, что сплав Ti_2NbZr по прочности превосходит на ~30 % существующие аналоги системы Ti–Nb–Zr, полученные методом вакуумно-дугового переплава.

4. Теоретическая оценка механизмов упрочнения показала хорошее согласие с экспериментом: расчетное значение предела текучести (846 МПа) отклонялось от экспериментального (~810 МПа) менее чем на 5 %. Установлено, что основной вклад (~555 МПа) вносит твердорастворное упрочнение атомами замещения.

Список литературы/References

- Gorsse S., Couzinié J.P., Miracle D.B. From high-entropy alloys to complex concentrated alloys. *Comptes Rendus Physique*. 2018;19(8):721–736. <https://doi.org/10.1016/j.crhy.2018.09.004>
- Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B. Mechanical properties of $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ and $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*. 2011;19(5):698–706. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004>
- Wan Y., Cheng Y., Chen Y., Zhang Z., Liu Y., Gong H., Shen B., Liang X. A nitride-reinforced NbMoTaW₂HfN refractory high-entropy alloy with potential ultra-high-temperature engineering applications. *Engineering*. 2023;30:110–120. <https://doi.org/10.1016/j.eng.2023.06.008>
- Yurchenko N., Mironov V., Mishunina E., Kochura E., Stepanov N. A novel refractory complex concentrated alloy with ultra-high strength at 1200 °C. *Scripta Materialia*. 2026;271:116982. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2025.116982>
- Yurchenko N., Mishunina E., Kochura E., Mironov V., Kapustin D., Shalnova S., Evlashin S., Stepanov N. Design of refractory complex concentrated alloys combining good tensile strength and ductility at 22–1000 °C. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2025;132:107247. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2025.107247>
- Zhang C., Wang H., Wang X., Tang Y.T., Yu Q., Zhu C., Xu M., Zhao S., Kou R., Wang X., MacDonald B.E., Reed R.C., Vecchio K.S., Cao P., Rupert T.J., Lavernia E.J. Strong and ductile refractory high-entropy alloys with super formability. *Acta Materialia*. 2023;245:118602. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118602>
- Cook D.H., Kumar P., Payne M.I., Belcher C.H., Borges P., Wang W., Walsh F., Li Z., Devaraj A., Zhang M., Asta M., Minor A.M., Lavernia E.J., Apelian D., Ritchie R.O. Kink bands promote exceptional fracture resistance in a NbTaTiHf refractory medium-entropy alloy. *Science*. 2024;384(6692):178–84. <https://doi.org/10.1126/science.adn2428>
- Zeng S., Zhu Y., Li W., Zhang H., Zhang H., Zhu Z. A single-phase $\text{Ti}_3\text{Zr}_{1,5}\text{NbVAl}_{0,25}$ refractory high entropy

- alloy with excellent combination of strength and toughness. *Materials Letters*. 2022;323:132548. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132548>
9. Gorr B., Müller F., Schellert S., Christ H.J., Chen H., Kauffmann A., Heilmaier M. A new strategy to intrinsically protect refractory metal based alloys at ultra high temperatures. *Corrosion Science*. 2020;166:108475. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108475>
 10. Piscopo G., Iuliano L. Current research and industrial application of laser powder directed energy deposition. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022;119(11):6893–6917. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08596-w>
 11. Dobbstein H., Thiele M., Gurevich E.L., George E.P., Ostendorf A. Direct metal deposition of refractory high entropy alloy MoNbTaW. *Physics Procedia*. 2016;83: 624–633. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.065>
 12. Dobbstein H., Gurevich E.L., George E.P., Ostendorf A., Laplanche G. Laser metal deposition of a refractory TiZrNbHfTa high-entropy alloy. *Additive Manufacturing*. 2018;24:386–390. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.008>
 13. Moorehead M., Bertsch K., Niezgoda M., Parkin C., Elbakhshwan M., Sridharan K., Zhang C., Thoma D., Couet A. High-throughput synthesis of Mo–Nb–Ta–W high-entropy alloys via additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020;187:108358. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108358>
 14. Gou S., Gao M., Shi Y., Li S., Fang Y., Chen X., Chen H., Yin W., Liu J., Lei Z., Wang H. Additive manufacturing of ductile refractory high-entropy alloys via phase engineering. *Acta Materialia*. 2023;248:118781. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.118781>
 15. Zhang Y., Wang H., Zhu Y., Zhang S., Cheng F., Yang J., Su B., Yang C. High specific yield strength and superior ductility of a lightweight refractory high-entropy alloy prepared by laser additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2023;77:103813. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103813>
 16. Preisler D., Krajňák T., Janeček M., Kozlík J., Stráský J., Brázda M., Džugan J. Directed energy deposition of bulk Nb–Ta–Ti–Zr refractory complex concentrated alloy. *Materials Letters*. 2023;337:133980. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.133980>
 17. Cui D., Guo B., Yang Z., Liu X., Wang Z., Li J., Wang J., He F. Unraveling microstructure and mechanical response of an additively manufactured refractory TiVHfNbMo high-entropy alloy. *Additive Manufacturing*. 2024;84:104126. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104126>
 18. Zhang Y., Qin B., Ouyang D., Liu L., Feng C., Yan Y., Ye S., Ke H., Chan K.C., Wang W. Strong yet ductile refractory high entropy alloy fabricated via additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2024;81:104009. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104009>
 19. Yang Q., Cai X., Huang L., Dong P., Ren C., Zhou Y., Li J., Shuai M. High strength-ductile lightweight Al–Ti–Zr–Nb–Ta refractory high-entropy alloy via laser directed energy deposition. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;924:147831. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147831>
 20. Li Y., Yang Y., Xie J., Chen L., Zhang X. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of AlMo_{0.5}NbTa_{0.5}TiZr refractory high-entropy alloy prepared by laser metal deposition. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;942:148734. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148734>
 21. Li J., Wang C., Wang T., Wang W., Chai L., Luo J. High-temperature wear mechanisms and oxidation properties of MoNbTaWTi refractory high entropy alloy prepared by direct laser deposition. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2025;128:107025. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.107025>
 22. Cui D., Zhang S., Wang S., Bai X., Li C., Chen J., Wei B., Hou K., Ramaurty U., Wang J., He F. Processing defects and damage mechanisms in refractory high-entropy alloys additively manufactured via directed energy deposition. *Journal of Materials Science & Technology*. 2026;258:170–186. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.09.034>
 23. Senkov O.N., Rao S., Chaput K.J., Woodward C. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys. *Acta Materialia*. 2018;151:201–215. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.065>
 24. Yurchenko N., Panina E., Zharebtsov S., Stepanov N. Design and characterization of eutectic refractory high entropy alloys. *Materialia*. 2021;16:101057. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101057>
 25. Eleti R.R., Stepanov N., Yurchenko N., Zharebtsov S., Maresca F. Cross-kink unpinning controls the medium-to high-temperature strength of body-centered cubic NbTiZr medium-entropy alloy. *Scripta Materialia*. 2022;209:114367. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114367>
 26. An Y., Liu Y., Liu S., Zhang B., Yang G., Zhang C., Tan X., Ding J., Ma E. Additive manufacturing of a strong and ductile oxygen-doped NbTiZr medium-entropy alloy. *Materials Futures*. 2025;4(1):015001. <https://doi.org/10.1088/2752-5724/ad8df2>
 27. Yan X., Zhang Y. A body-centered cubic Zr₅₀Ti₃₅Nb₁₅ medium-entropy alloy with unique properties. *Scripta Materialia*. 2020;178:329–333. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.11.059>

28. Chen Y., Xu Z., Wang M., Li Y., Wu C., Yang Y. A single-phase $V_{0.5}Nb_{0.5}ZrTi$ refractory high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;792:139774. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139774>
29. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(20):6043–6048. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.171>
30. Senkov O.N., Rao S.I., Butler T.M., Daboiku T.I., Chapat K.J. Microstructure and properties of Nb–Mo–Zr based refractory alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2020;92:105321. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105321>
31. Cordero Z.C., Knight B.E., Schuh C.A. Six decades of the Hall–Petch effect — a survey of grain-size strengthening studies on pure metals. *International Materials Reviews*. 2016;61(8):495–512. <https://journals.sagepub.com/doi/10.1080/09506608.2016.11918>

Информация об авторах

Игорь Владиславович Красанов — аспирант, инженер отдела тестирования материалов Института лазерных и сварочных технологий (ИЛИСТ) Санкт-Петербургского государственного морского технического университета (СПбГМТУ).

<https://orcid.org/0009-0005-7081-5779>

E-mail: igor.krasanov.99@mail.ru

Алексей Дмитриевич Евстифеев — к.ф.-м.н., вед. инженер отдела исследований и разработки новых материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0001-5945-2210>

E-mail: ad.evstifeev@gmail.com

Николай Романович Алымов — аспирант, инженер технологического отдела отделения аддитивных технологий, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0003-1066-1446>

E-mail: sir.alymoff@yandex.ru

Софья Сергеевна Шабунина — магистр, инженер отдела тестирования материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0009-0003-7707-4462>

E-mail: shabunina.s@rambler.ru

Марина Андреевна Жилина — аспирант, инженер лаборатории инновационных технологий и механики разрушения, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0001-6298-7881>

E-mail: marishazilina01@gmail.com

Ульяна Сергеевна Королева — студентка факультета естественных наук, СПбГМТУ.

E-mail: korolevauliana1234@gmail.com

Никита Дмитриевич Степанов — к.т.н., начальник отдела дизайна металлических материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>

E-mail: stepanov@corp.smtu.ru

Никита Юрьевич Юрченко — к.т.н., ст. науч. сотрудник отдела дизайна металлических материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0002-6078-8325>

E-mail: Yurchenko@ilwt.smtu.ru

Information about the authors

Igor V. Krasanov — Postgraduate Student, Engineer, Materials Testing Department, Institute of Laser and Welding Technologies (ILWT), Saint Petersburg State Marine Technical University (SMTU).

<https://orcid.org/0009-0005-7081-5779>

E-mail: igor.krasanov.99@mail.ru

Aleksey D. Evstifeev — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading Engineer, New Materials Research and Development Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0001-5945-2210>

E-mail: ad.evstifeev@gmail.com

Nikolay R. Alymov — Postgraduate Student, Engineer, Technological Department of Additive Technologies Division, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0003-1066-1446>

E-mail: sir.alymoff@yandex.ru

Sofia S. Shabunina — Master's Degree, Engineer, Materials Testing Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0009-0003-7707-4462>

E-mail: shabunina.s@rambler.ru

Marina A. Zhilina — Postgraduate Student, Engineer, Laboratory of Innovative Technologies and Fracture Mechanics, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0001-6298-7881>

E-mail: marishazilina01@gmail.com

Ulyana S. Koroleva — Student, Faculty of Natural Sciences, SMTU.

E-mail: korolevauliana1234@gmail.com

Nikita D. Stepanov — Cand. Sci. (Eng.), Head of Metallic Materials Design Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>

E-mail: stepanov@corp.smtu.ru

Nikita Yu. Yurchenko — Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Metallic Materials Design Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0002-6078-8325>

E-mail: Yurchenko@ilwt.smtu.ru

Вклад авторов

И.В. Красанов — проведение исследований структуры, написание статьи.

А.Д. Евстифеев — проведение экспериментов по исследованию механических свойств (растяжение), участие в обсуждении результатов.

Н.Р. Алымов — проведение синтеза с помощью процесса прямого лазерного выращивания, участие в обсуждении результатов.

С.С. Шабунина — приготовление образцов для исследований, проведение экспериментов по исследованию механических свойств (микротвердость).

М.А. Жилина — проведение исследований структуры, участие в обсуждении результатов.

У.С. Королева — приготовление образцов для исследований, анализ результатов исследования структуры с помощью оптической микроскопии.

Н.Д. Степанов — участие в обсуждении результатов.

Н.Ю. Юрченко — определение цели работы, участие в обсуждении результатов, написание статьи.

Contribution of the authors

I.V. Krasanov — conducted structural analysis and wrote the manuscript.

A.D. Evstifeev — tensile testing and participated in the discussion of the results.

N.R. Alymov — performed laser-based directed energy deposition and participated in the discussion of the results.

S.S. Shabunina — prepared the specimens and performed microhardness testing.

M.A. Zhilina — conducted structural analysis and participated in the discussion of the results.

U.S. Koroleva — prepared the specimens and analyzed the optical microscopy results.

N.D. Stepanov — participated in the discussion of the results.

N.Yu. Yurchenko — defined the research objective, participated in the discussion of the results, and wrote the manuscript.

Статья поступила в редакцию 27.11.2025, доработана 28.01.2026, подписана в печать 03.02.2026

The article was submitted 27.11.2025, revised 28.01.2026, accepted for publication 03.02.2026