

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 22, Номер 2

АПРЕЛЬ – ИЮНЬ 2020

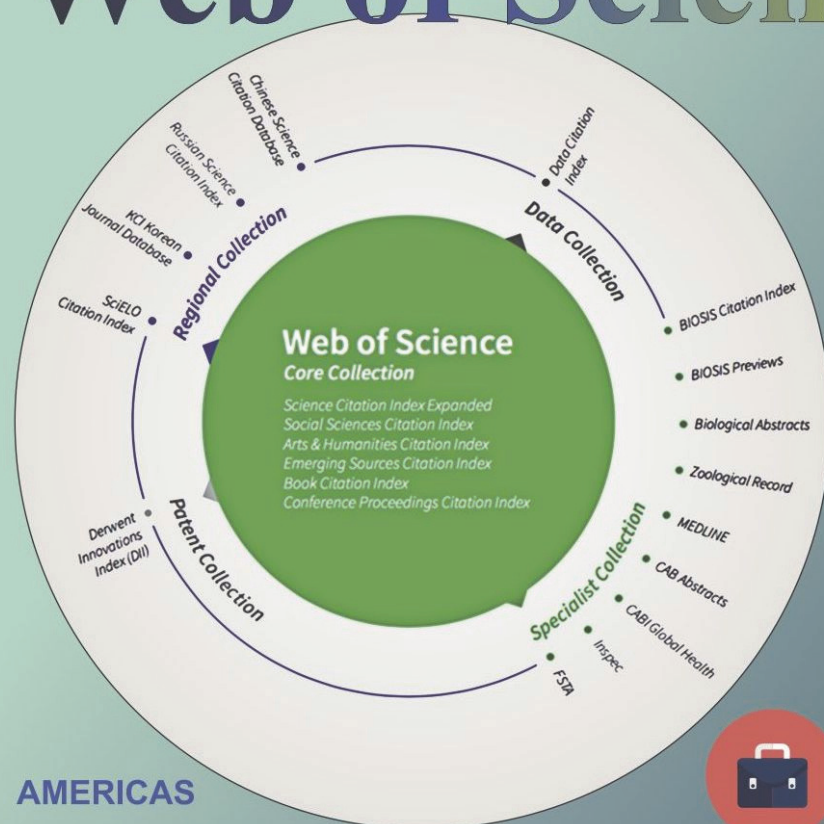
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic
Search™
Ultimate



Applied Science
& Technology
Source™ Ultimate



Business Source®
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete
office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

Расширенная версия **ULTIMATE**
для успеха в научной работе

www.ebsco.com ■ + 420 2 34 700 600 ■ info.cr@ebsco.com

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 22 № 2 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Николай Васильевич – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике, президент НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

Члены совета

Федеративная Республика Бразилия: **Альберто Морейра Хорхе**, профессор, доктор технических наук, Федеральный университет, г. Сан Карлос

Федеративная Республика Германия: **Монико Грайф**, профессор, доктор технических наук, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, **Томас Хассел**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, **Флориан Нюрнбергер**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен

Испания: **Чувиллин А.Л.**, кандидат физико-математических наук, профессор, научный руководитель группы электронной микроскопии «CIC nanoGUNE», г. Сан-Себастьян

Республика Беларусь: **Пантелеенко Ф.И.**, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет, г. Минск

Украина: **Ковалевский С.В.**, доктор технических наук, профессор, проректор по научно-педагогической работе Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген.директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Кирсанов С.В.**, доктор техн. наук, профессор, ТПУ, г. Томск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАН, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимьянов Х.М.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ СО РАН, г. Томск, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары

В 2017 году журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» вошел в индекс цитирования *Emerging Sources Citation Index (ESCI)* базы *Web of Science*. Журналы, представленные в индексе цитирования *ESCI*, отвечают большинству базовых критериев *Core Collection* и расцениваются компанией *Clarivate Analytics* как наиболее влиятельные и востребованные издания, имеющие большую вероятность высокого научного интереса

Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» теперь можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing) на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ОАО НПО и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук,
ректор НГТУ

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук.

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

Ложкина Елена Алексеевна – редактор перевода текста
на английский язык,
кандидат технических наук

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при
обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка
на журнал при перепечатке обязательна.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 05.04.2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-23961

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137ВЦ, Скиба В.Ю.

Тел. +7 (383) 346-17-75

Сайт журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallor

E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

Цена свободная

16+

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

- Марков А.М., Некрасов В.Н., Салман А.М., Гайст С.В., Цзянь С. Исследование влияния технологических параметров на прочность резьбового соединения в деталях из углепластика..... 6
- Лежнин Н.В., Макаров А.В., Лучко С.Н., Логинов Б.А., Логинов А.Б. Особенности формирования топографии поверхности конструкционной стали 09Г2С при ультразвуковой ударно-фрикционной упрочняющей обработке..... 16

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

- Носенко В.А., Фетисов А.В., Кузнецов С.П. Морфология и химический состав поверхности титанового сплава на начальном этапе шлифования кругом из кубического нитрида бора..... 30

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Калашников К.Н., Гурьянов Д.А., Зыкова А.П., Фортунa С.В. Оценка влияния тепловых параметров на процесс электронно-лучевой печати титанового сплава ВТ6..... 41
- Никулина А.А., Поречина А.А., Хлебников С.В., Батаева З.Б., Потапов В.М. Особенности структуры сварных железнодорожных крестовин, сформированных с использованием стыковой контактной сварки и импульсно-дуговой наплавки..... 53
- Зыкова А.П., Никонов С.Ю., Утяганова В.Р., Колубаев Е.А. Влияние параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства на структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9Т..... 63
- Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Федоров Д.В., Голуб А.В., Кульков С.Н. Исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)..... 76
- Зимоглядова Т.А., Бушуева Е.Г., Штерцер А.А., Гринберг Б.Е., Соболева Н.Н., Колманнсбергер Е., Чакин И.К., Бибко Д.С., Леонов А.В., Сафарова Д.Э. Структурные особенности и износостойкость слоев, сформированных наплавкой самофлюсующегося никелевого сплава и бора электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу..... 89
- Соболева Н.Н., Макаров А.В., Степченков А.К., Малыгина И.Ю., Коробов Ю.С. Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой..... 104
- Хорошко Е.С., Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Шамарин Н.Н., Колубаев Е.А., Москвичев Е.Н., Лычагин Д.В. Исследование структуры и механических свойств алюминиевой бронзы, напечатанной методом электронно-лучевого аддитивного производства..... 118
- Крючков Д.И., Нестеренко А.В. Обзор экспериментальных исследований деформационного поведения алюмоматричных композиционных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, в состоянии высокотемпературной сверхпластичности и при ползучести..... 130

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

- Рекомендации по написанию научной статьи 158
- Подготовка аннотации 162
- Правила для авторов 165

Корректор Л.Н. Ветчакова
Художник-дизайнер А.В. Ладыжская
Компьютерная верстка Н.В. Гаврилова

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
Издание соответствует коду 95 2000 ОК 005-93 (ОКП)

Подписано в печать 03.06.2020. Выход в свет 15.06.2020. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 21,5. Уч.-изд. л. 39,99. Изд. № 83. Заказ 608. Тираж 300 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 22 No.2 2020 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

Anatoliy A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor, Rector,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

Vladimir V. Ivancivsky, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Vadim Y. Skeebe, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Editor of the English translation:

Elena A. Lozhkina, Ph.D. (Engineering),
Department of Material Science in Mechanical Engineering,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



Data on the journal are published in
«Ulrich's Periodical Directory»

Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”) has been Indexed in Clarivate Analytics Services.



We sincerely happy to announce that Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”), ISSN 1994-6309 / E-ISSN 2541-819X is selected for coverage in Clarivate Analytics (formerly Thomson Reuters) products and services started from July 10, 2017. Beginning with No. 1 (74) 2017, this publication will be indexed and abstracted in: Emerging Sources Citation Index.



Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working & Material Science”) has entered into an electronic licensing relationship with EBSCO Publishing, the world's leading aggregator of full text journals, magazines and eBooks. The full text of JOURNAL can be found in the EBSCOhost™ databases.

📍 Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,
Novosibirsk, 630073, Russia

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

🌐 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

✉ E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

EDITORIAL COUNCIL CHAIRMAN:

Nikolai V. Pustovoy, D.Sc. (Engineering), Professor,
President, Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

Alberto Moreira Jorge Junior, Dr.-Ing., Full Professor;
Federal University of São Carlos, *São Carlos*

The Federal Republic of Germany:

Moniko Greif, Dr.-Ing., Professor,
Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, *Russelsheim*

Florian Nürnberger, Dr.-Ing.,
Chief Engineer and Head of the Department “Technology of Materials”,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*;

Thomas Hassel, Dr.-Ing.,
Head of Underwater Technology Center Hanover,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

The Spain:

Andrey L. Chuvilin, Ph.D. (Physics and Mathematics),
Ikerbasque Research Professor,
Head of Electron Microscopy Laboratory “CIC nanoGUNE”,
San Sebastian

The Republic of Belarus:

Fyodor I. Panteleenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
First Vice-Rector, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Belarus,
Belarusian National Technical University, *Minsk*

The Ukraine:

Sergiy V. Kovalevskyy, D.Sc. (Engineering), Professor,
Vice Rector for Research and Academic Affairs,
Donbass State Engineering Academy, *Kramatorsk*

The Russian Federation:

Vladimir G. Atapin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Victor P. Balkov, Deputy general director,
Research and Development Tooling Institute “VNIINSTRUMENT”, *Moscow*;

Vladimir A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Vladimir G. Burov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Aleksandr N. Gerasenko, Director,
Scientific and Production company “Mashservispribor”, *Novosibirsk*;

Sergey V. Kirsanov, D.Sc. (Engineering), Professor,
National Research Tomsk Polytechnic University, *Tomsk*;

Aleksandr N. Korotkov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Kuzbass State Technical University, *Kemerovo*;

Evgeniy A. Kudryashov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Southwest State University, *Kursk*;

Dmitry V. Lobanov, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*;

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Corresponding Member of RAS,
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)
M.N. Miheev Institute of Metal Physics,
Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

Aleksandr G. Ovcharenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
Biysk Technological Institute, *Biysk*;

Kharis M. Rakhimyanov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Yuriy N. Saraev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Institute of Strength Physics and Materials Science,
Russian Academy of Sciences (Siberian Branch), *Tomsk*;

Alexander S. Yanyushkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*

CONTENTS

TECHNOLOGY

- Markov A.M., Nekrasov V.N., Salman A.M., Gayst S.V., Su J.** Study of the Influence of Technological Parameters on the Strength of a Threaded Connection in Carbon Fiber Parts..... 6
- Lezhnin N.V., Makarov A.V., Luchko S.N., Loginov B.A., Loginov A.B.** The Effect of Ultrasonic Impact-Friction Treatment on a Surface Roughness of 09Mn2Si Structural Steel..... 16

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Nosenko V.A., Fetisov A.V., Kuznetsov S.P.** Morphology and Chemical Composition of the Titanium Alloy Surface at the Initial Stage of Grinding with a Cubic Boron Nitride Wheel..... 30

MATERIAL SCIENCE

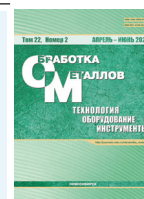
- Kalashnikov K.N., Gurianov D.A., Zykova A.P., Fortuna S.V.** Assessment of the Heat Parameters Influence on the Process of Electron-Beam Printing of Titanium Alloy Ti64..... 41
- Nikulina A.A., Porechina A.A., Khlebnikov S.V., Bataeva Z.B., Potapov V.M.** Microstructural Features of Welded Railway Frogs formed by Flash Butt Welding and Pulse-Arc Cladding..... 53
- Zykova A.P., Nikonov S.Yu., Utyaganova V.R., Kolubaev E.A.** Influence of Electron Beam Additive Manufacturing Process Parameters on Structure and Properties of Austenitic Stainless Steel 321..... 63
- Sevostyanova I.N., Sablina T.Yu., Fedorov D.V., Golub A.V., Kulkov S.N.** Study of the Phase Composition and its Effect on the Mechanical Properties of WC- (Fe-Mn-C) Carbide steels..... 76
- Zimogliadova T.A., Bushueva E.G., Shtertser A.A., Grinberg B.E., Soboleva N.N., Kollmannsberger E., Chakin I.K., Bibko D.S., Leonov A.V., Safarova D.E.** Structure Features and Wear Resistance of Layers, formed by Ni-based Self-fluxing Alloy combined with Boron by Electron Beam, revealed in the Air Atmosphere..... 89
- Soboleva N.N., Makarov A.V., Stepchenkov A.K., Malygina I.Yu., Korobov Yu.S.** Influence of Thermal Effects on the Micromechanical Properties of the Nickel-Chromium Coating obtained by Gas Powder Laser Cladding..... 104
- Khoroshko E.S., Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Shamarin N.N., Kolubaev E.A., Moskvichev E.N., Lychagin D.V.** Study of the Structure and Mechanical Properties of Aluminum Bronze Printed by Electron Beam Additive Manufacturing..... 118
- Kryuchkov D.I., Nesterenko A.V.** A Review of Experimental Studies of Creep Behavior and Superplasticity in a Discontinuous SiC Aluminum-Matrix Composites..... 130

EDITORIAL MATERIALS

- Guidelines for Writing a Scientific Paper 158
- Abstract requirements 162
- Rules for authors 165



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov


Исследование влияния технологических параметров на прочность резьбового соединения в деталях из углепластика

Андрей Марков^а, Вячеслав Некрасов^{б,*}, Азхар Салман^с, Сергей Гайст^д, Цзянь Су^е

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, пр. Ленина, 46, г. Барнаул, 656038, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-3101-9711>, andmarkov@inbox.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-8122-4641>, sla44@mail.ru,

^с <https://orcid.org/0000-0002-6584-1439>, azharmansoor76@gmail.com, ^д <https://orcid.org/0000-0001-8697-6263>, sergei-gaist@mail.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0001-5120-3623>, 278507234@qq.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.7.01

История статьи:

Поступила: 14 марта 2020

Рецензирование: 02 апреля 2020

Принята к печати: 23 апреля 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Внутренняя резьба

Сверление

Режимы нарезания резьбы

Прочность резьбового соединения

Факторный эксперимент

Детали из углепластика

АННОТАЦИЯ

Введение. Достижения в разработке композиционных материалов с новыми эксплуатационными свойствами расширяют их применение в машино- и приборостроении как в гражданской, так и в оборонной отрасли. При этом существующие технологии получения композитов не обеспечивают достаточных показателей точности деталей, поэтому механическая обработка по-прежнему остается основным способом достижения необходимого качества. Несмотря на широкие технологические возможности лезвийной обработки, высокие абразивные свойства и неоднородность структуры углепластиков накладывают ряд ограничений и затрудняют выбор параметров обработки особенно при изготовлении внутренней резьбы. Помимо режимов обработки существенное влияние на качество резьбового соединения оказывает диаметр предварительно просверленного отверстия. Несмотря на уже выполненные исследования в области механической обработки углепластиков, ряд вопросов не получили достаточной проработки. **Цель работы** – получение зависимости между параметрами обработки отверстия и резьбы, а также диаметром отверстия и качеством резьбового соединения для обеспечения заданных прочностных характеристик резьбового соединения. **Предлагается** методика и приводятся результаты экспериментального исследования прочности резьбового соединения, состоящего из детали из углепластика с внутренней резьбой и винта из конструкционной стали, в осевом направлении при равномерном вдавливании винта с определением максимального усилия сопротивления разрушению. **Методы исследования:** для резьбовых соединений диаметром М6, М7 и М8 проведен полный факторный эксперимент по выявлению зависимости прочности резьбового соединения от таких режимных параметров, как скорость резания и подача при сверлении и скорость резания при нарезании резьбы. Для контроля максимального усилия сопротивления разрушению, характеризующего прочность резьбового соединения, использовалась универсальная электромеханическая испытательная машина модели Instron-3369. **Результаты и обсуждение.** Сравнительный анализ результатов испытаний показывает, что для образцов с резьбой диаметром М6 максимальное усилие сопротивления разрушению составило от 5,7 до 6,4 кН. Но при минимальной подаче сверления в сочетании с минимальной скоростью нарезания резьбы максимальное усилие нагрузки не превысило 3,8 кН. Аналогичные результаты получены при испытании образцов с диаметром резьбы М8 и М10.

Для цитирования: Исследование влияния технологических параметров на прочность резьбового соединения в деталях из углепластика / А.М. Марков, В.Н. Некрасов, А.М. Салман, С.В. Гайст, С. Цзянь // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-6-15.

Введение

Детали из углепластика находят все большее применение в аэрокосмической, воздушной и военной технике, при изготовлении авто- и мото-транспорта, медицинского и исследовательского

оборудования, бытовых приборов и во многих других сферах деятельности человека [1, 2]. В большинстве изделий одним из самых используемых методов крепления является резьбовое соединение. Основным показателем качества резьбы служит ее способность нести нагрузку.

В случаях невозможности или сложности получения внутренних резьбовых поверхностей в углепластике на заготовительном этапе [3, 2] применяют сверление и резьбонарезание. Высокие абразивные свойства, неоднородность струк-

*Адрес для переписки

Некрасов Вячеслав Николаевич, к.т.н., доцент
Алтайский государственный технический университет
им. И.И. Ползунова,
пр. Ленина, 46,
656038, г. Барнаул, Россия
Тел.: 8 (3852) 29-08-94, e-mail: sla44@mail.ru

туры материала, анизотропность определяют значительные затраты на лезвийную обработку [1, 4, 5]. Несмотря на наличие большого количества научных и практических публикаций, посвященных механической обработке композиционных материалов [1, 4–6], до сих пор остаются проблемы обеспечения заданного качества при проектировании операций предварительного сверления и нарезания резьбы.

Традиционно считалось, что наибольшее влияние на появление брака при лезвийной обработке углепластиков оказывают особенности структуры и механических свойств материала заготовки [7–9]. Однако практика обработки отверстий под резьбу и нарезания резьбы в углепластике показывает, что появление дефектов на внутренних поверхностях зависит не только от свойств обрабатываемого материала, но и геометрии инструмента [10, 11], параметров режимов резания [12], стратегии обработки отверстия [13, 14]. Наиболее характерными дефектами при сверлении таких материалов являются сколы, вырывы наполнителя, трещины в матрице, расслоение (деламинация) и т. п. [8, 15]. В зависимости от значения режимов резания можно получить обработанную поверхность с большим количеством дефектов или гладкой монолитной поверхностью и низким уровнем шероховатости [16] (рис. 1). Если витки будут нарезаться в уже «разломанной» поверхности с явными признаками расслоения наполнителя и матрицы (рис. 1, б), то возможно нарушение формы и снижение жесткости витков [8, 19, 20].

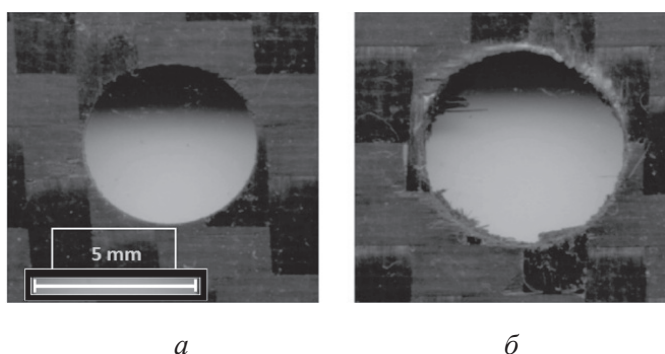


Рис. 1. Дефекты обработанной поверхности при сверлении в зависимости от подачи:

$a - S = 0,10 \text{ мм/об}$; $б - S = 0,02 \text{ мм/об}$

Fig. 1. Defects of the machined surface during drilling, depending on the feed:

$a - S = 0,10 \text{ мм/р}$; $б - S = 0,02 \text{ мм/р}$

Как известно, одним из параметров, влияющих на прочность резьбового соединения в конструкции с деталями из углепластика, является диаметр отверстия, предварительно просверленного для нарезания резьбы [17, 18]. Кроме того, если витки будут нарезаться в уже «разломанной» поверхности с явными признаками расслоения наполнителя и матрицы (рис. 1б), то возможно нарушение формы и снижение жесткости витков [8, 19, 20].

Отсутствие зависимостей, связывающих режимы обработки резьбы, а также ее геометрические параметры с прочностью полученного резьбового соединения значительно осложняют процесс конструкторского и технологического проектирования, а следовательно, обеспечение заданных эксплуатационных характеристик резьбового соединения.

В связи с этим **целью** исследования является получение зависимости между параметрами обработки отверстия и резьбы, а также диаметра отверстия и качеством резьбового соединения для обеспечения заданных прочностных характеристик резьбового соединения. Для достижения цели необходимо решить следующие **задачи**: 1) установить влияние режимов обработки при сверлении предварительного отверстия и нарезании внутренней резьбы в деталях из углепластика на прочность резьбового соединения; 2) оценить значимость отклонения диаметра предварительно просверленного отверстия под резьбу для прочности резьбового соединения; 3) определить область применения результатов исследования.

Методика исследования

Первая часть экспериментальных исследований посвящена установлению взаимосвязи между параметрами режимов резания и качеством обработанной поверхности при сверлении углепластика. Использовалась методика полного факторного эксперимента. Для исследования подготавливались образцы из листового углепластика толщиной 8 мм. Обработка выполнялась спиральными сверлами с цилиндрическим хвостовиком. Рабочая часть сверла – быстрорежущая сталь Р6М5 (ГОСТ 10902–77). Диаметр отверстия для нарезания резьбы определялся с использованием ГОСТ 24705–2004, поскольку в

литературе нет однозначных рекомендаций. Исследования проводились для метрических резьб диаметром М6, М8 и М10.

В связи с тем что глубина резания при сверлении определяется радиусом отверстия, в качестве управляемых параметров режимов резания выбраны скорость резания и подача. При нарезании резьбы изменялась только скорость резания.

Границы варьирования скорости резания при сверлении ($V_{\text{сверл}}$) составили: нижняя граница 5 м/мин; верхняя – 60 м/мин. Подача при сверлении ($S_{\text{сверл}}$) принималась в интервале: нижняя граница 15 мм/мин; верхняя – 450 мм/мин. При нарезании резьбы скорость резания ($V_{\text{резьб}}$) назначалась в границах: нижняя – 5 м/мин; верхняя – 15 м/мин.

Порядок выполнения исследования проводился согласно составленной матрице планирования полного факторного эксперимента (табл. 1). Повторяемость опытов для каждой из комбинаций параметров составила не менее трех.

Оценка прочности резьбового соединения производилась с использованием универсальной электромеханической испытательной машины модели Instron- 3369. При испытании винт из конструкционной стали предварительно вкручивался в образец на всю длину резьбы с выходом кончика винта на три витка.

Испытание выполнялось путем приложения осевой нагрузки на головку винта с помощью траверсы через датчик нагрузки с последующим разрушением внутренней резьбы в образце из

углепластика, т. е. до момента, когда соединение не могло воспринимать нагрузку и лишалось способности сопротивляться разрушению (рис. 2).

Результаты и их обсуждение

Сравнительный анализ результатов испытаний указывает, что для образцов с резьбой диаметром М6 максимальное усилие сопротивления разрушению составило от 5,7 до 6,4 кН. При этом для образцов, резьбовое отверстие которых изготовлено с минимальной подачей сверления в сочетании с минимальной скоростью нарезания резьбы, максимальное усилие нагрузки не превысило 3,8 кН (рис. 3).

Аналогичные результаты получены при испытании образцов с другими диаметрами резьбы: для образцов с диаметром резьбы М8 максимальное значение сопротивления разрушению составило 7,8 кН. Для образцов с диаметром М10 – 10,5 кН.

Применение метода полного факторного эксперимента позволяет получить математические зависимости, описывающие влияние входных параметров процесса на выходные. Для каждого диаметра резьбы получены зависимости, устанавливающие взаимосвязь между параметрами режимов обработки и предельного максимального осевого усилия (P), приводящего к разрушению резьбового соединения (табл. 2).

Полученные зависимости могут быть использованы для разработки рекомендаций по

Таблица 1

Table 1

Матрица планирования эксперимента на примере изготовления образцов с резьбой М6

Experiment planning matrix using an example of manufacturing samples with M6 thread

Номер серии / Batch number	$V_{\text{сверл}} / V_{\text{drill}}$		$S_{\text{сверл}} / S_{\text{drill}}$		$V_{\text{резьб}} / V_{\text{thread}}$	
	Уровень / Level	м/мин / m/ min	Уровень / Level	мм/мин / mm/min	Уровень / Level	м/мин / m/ min
1	+	60	+	450	+	15
2	+	60	+	450	–	5
3	+	60	–	15	+	15
4	+	60	–	15	–	5
5	–	5	+	450	+	15
6	–	5	+	450	–	5
7	–	5	–	15	+	15
8	–	5	–	15	–	5



Рис. 2. Испытание прочности резьбового соединения (испытательная машина 3369 Instron)

Fig. 2. Threaded connection Strength Test (Instron 3369 Test Machine)

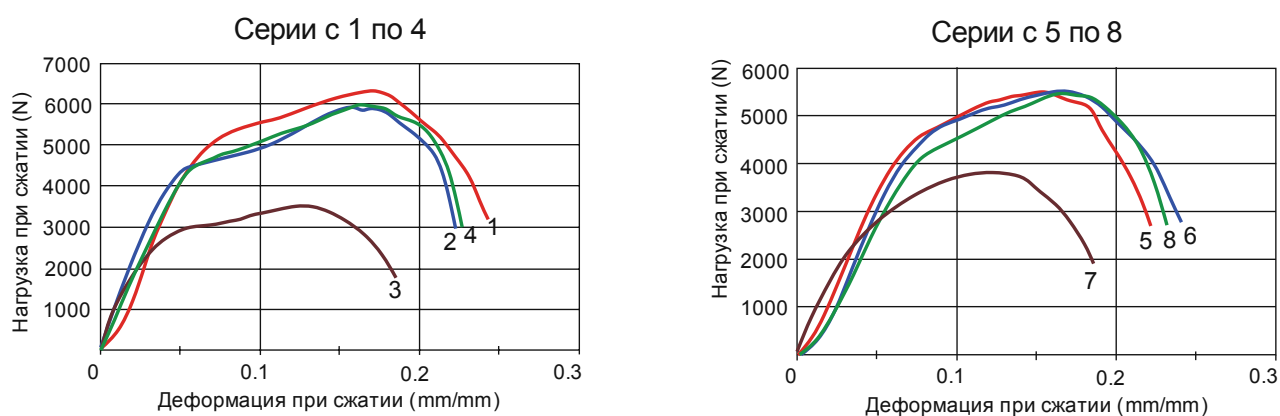


Рис. 3. Усилия сопротивления разрушению резьбового соединения М6 в зависимости от величины перемещения траверсы испытательной машины (средние значения по результатам трех испытаний)

Fig. 3. The resistance to destruction of the threaded connection M6 depending on the amount of movement of the crosshead of the test machine (average values according to the results of 3 tests)

Таблица 2

Table 2

Зависимости, устанавливающие взаимосвязь между режимами обработки и прочностью резьбового соединения

Dependencies that establish the relationship between processing modes and the strength of the threaded connection

Размер резьбы / Thread size	Расчетная зависимость усилия разрушения резьбового соединения от режимов обработки / The calculated dependence of the fracture force of the threaded connection on the processing conditions
M6	$P = 1,6 V_{\text{сверл}}^{0,004} S_{\text{сверл}}^{0,977} V_{\text{резьб}}^{-0,124}$
M8	$P = 1,9 V_{\text{сверл}}^{0,006} S_{\text{сверл}}^{0,127} V_{\text{резьб}}^{-0,105}$
M10	$P = 0,02 V_{\text{сверл}}^{0,128} S_{\text{сверл}}^{0,156} V_{\text{резьб}}^{-0,091}$

назначению режимов обработки с целью получения максимальной прочности резьбового соединения в деталях из углепластика.

Вторая часть экспериментальных исследований касалась оценки влияния величины диаметра предварительно просверленного отверстия для нарезания резьбы на прочность резьбового соединения. При различных исходных диаметрах отверстий резьбовое соединение может менять прочностные характеристики. Формирование профиля резьбы в композиционных материалах осложняется их слоистой структурой, склонной к расслаиванию и деламинеции при сложных условиях резания. Исследования зоны резания показывают, что формирующиеся в процессе резания винтовые поверхности пересекают слои матрицы и наполнителя под острым углом к плоскостям пересечения слоев (рис. 4) и тем самым увеличивают риск расслаивания углепластика [5, 21].

При больших значениях диаметра отверстий получается неполный профиль витков резьбы (рис. 5). Это может, с одной стороны, уменьшить прочность резьбового соединения, поскольку суммарная площадь витков, воспринимающих нагрузку, уменьшается, способность сопротивляться разрушению снижается. С другой – может уменьшиться количество витков с пересечением слоев материала под острым углом, что снижает вероятность расслоения материала при нарезании резьбы и тем самым увеличивает целостность и прочность витков.

В случаях, когда диаметр предварительно просверленного отверстия под резьбу меньше нормы, при вкручивании винта происходит смятие внутренней резьбы резьбовой поверхностью

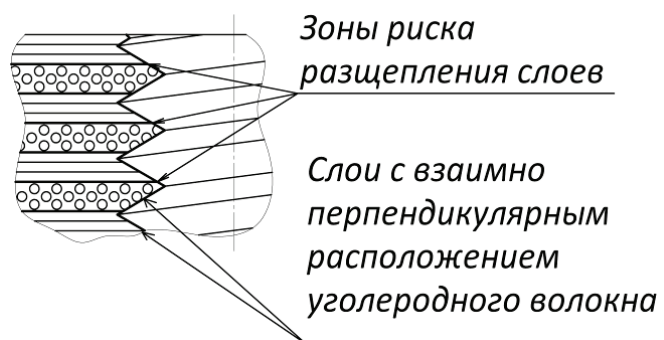


Рис. 4. Схема резьбовой поверхности в углепластике
Fig. 4. The scheme of the threaded surface in carbon fiber

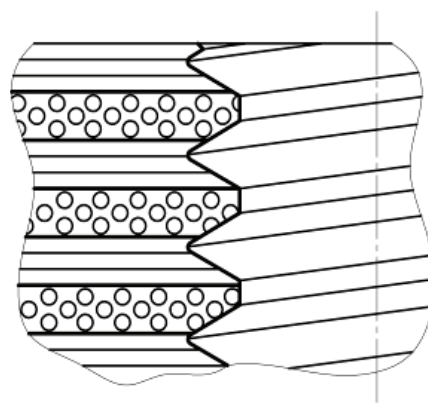


Рис. 5. Схема пересечения слоев углепластика и резьбовой поверхности при неполном профиле витков

Fig. 5. The intersection of the layers of carbon fiber and a threaded surface with an incomplete profile of turns

стального винта. С одной стороны, это увеличивает плотность посадки и жесткость резьбового соединения, с другой – смятие кромок резьбы в углепластике чаще всего провоцирует появление трещин в связующем и разрушает углеродные волокна. Это, в свою очередь, приводит к снижению прочности витков резьбы в углепластике (рис. 6).

Для получения числовой оценки влияния диаметра предварительно полученного отверстия на прочность резьбового соединения были подготовлены образцы из пластины углепластика толщиной 8 мм. Параметры режимов резания выбирались из условий обеспечения максимальной прочности резьбового соединения на основе результатов, полученных в первой части экспериментальных исследований.

Интервал диаметров отверстий для резьбы варьировался с шагом 0,2 мм в обе стороны от



Рис. 6. Схема смятия острых кромок резьбы при вкручивании винта в деталь из углепластика

Fig. 6. The scheme of crushing sharp edges of the thread when screwing a screw into a carbon fiber part

стандартного диаметра. Таким образом, для резьбы М6 выбирался диаметр $D = 4,8 \dots 5,2$ мм; для резьбы М8 $D = 6,5 \dots 6,9$ мм; для резьбы М10 $D = 8,3 \dots 8,7$ мм. Для каждого диаметра изготавливалось по три образца. Испытание прочности резьбы выполнялось по аналогичной схеме, описанной выше.

В результате испытаний установлено, что для резьбового соединения М6 при диаметре отверстия 4,8 мм максимальное значение сопротивления разрушению составило 6,8 кН (рис. 7), тогда как для отверстия 5,2 мм максимальное значение сопротивления не превысило 6 кН (рис. 8). Разница составляет 13 %. Результаты, полученные для резьбового соединения М8, показали разницу в 8 %, а для М10 – 2 %.

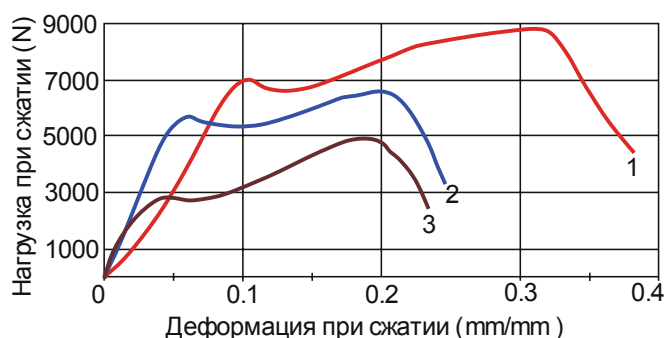


Рис. 7. График зависимости усилия сопротивления разрушению резьбового соединения М6 при диаметре исходного отверстия 4,8 мм

Fig. 7. The dependence of the force of resistance to destruction of the threaded connection M6 with a diameter of the initial hole of 4.8 mm

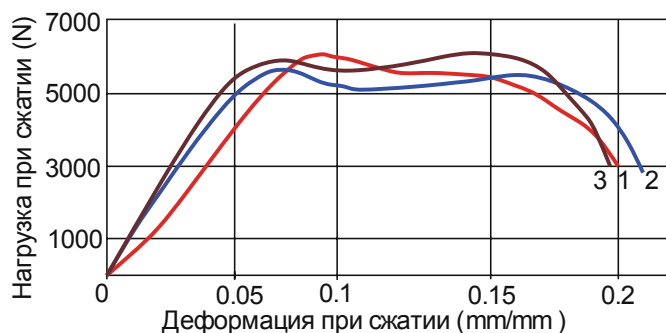


Рис. 8. График зависимости усилия сопротивления разрушению резьбового соединения М6 при диаметре исходного отверстия 5,2 мм

Fig. 8. The dependence of the force of resistance to destruction of the threaded connection M6 with a diameter of the initial hole of 5.2 mm

Выводы

1. Установлено влияние в виде степенной зависимости режимов резания при сверлении отверстия под резьбу и при ее нарезании на максимальное осевое усилие разрушения резьбового соединения в деталях из углепластика.

2. Экспериментально доказано, что с увеличением диаметра резьбы влияние значений диаметров отверстий, предварительно просверленных под резьбу, на максимальное значение сопротивления разрушению уменьшается: в рассматриваемом диапазоне размеров отверстий для резьбы М6 изменение максимальных значений сопротивления разрушению составляет 13 %, для резьбы М8 – 8 %, для резьбы М10 – 2 %.

3. Полученные результаты могут быть использованы при проектировании резьбовых соединений в конструкциях из углепластика, а также могут являться элементом автоматизированной системы проектирования технологических процессов механической обработки.

Список литературы

1. Степанов А.А. Обработка резанием высокопрочных композиционных полимерных материалов. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1987. – 176 с.
2. Veazey D., Gomez E.D., Hsu T. Next generation high-performance carbon fiber thermoplastic composites based on polyaryletherketones // Journal of Applied Polymer Science. – 2017. – Vol. 134, iss. 6. – P. 44441. – DOI: 10.1002/app.44441.
3. Heo Y., Malakooti M.H., Sodano H.A. Self-healing polymers and composites for extreme environments // Journal of Materials Chemistry A. – 2016. – Vol. 4, iss. 44. – P. 17403–17411. – DOI: 10.1039/C6TA06213J.
4. Макаров В.Ф., Меишас А.Е., Ширинкин В.В. Исследование проблем механической обработки современных высокопрочных композиционных материалов, используемых для производства деталей авиационной и ракетно-космической техники // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2015. – Т. 17, № 2. – С. 30–41.
5. Drilling of thick composite materials using a step gundrill / P. Rahme, Y. Landon, F. Lachaud, R. Piquet, P. Lagarrigue // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2017. – Vol. 103. – P. 304–313. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.10.016.
6. Pihliti H., Canpolat N. Investigation of different reinforced composite materials for surface roughness

and capacity of being drilled // *Journal of Composite Materials*. – 2009. – Vol. 43, iss. 19. – P. 2071–2080. – DOI: 10.1177/0021998309340934.

7. Жернаков В.С., Первушин Ю.С., Соловьев П.В. Исследование упругих характеристик углепластика с 3D структурой // *Письма о материалах*. – 2019. – Т. 9, вып. 2 (34). – С. 185–190. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-185-190.

8. Delamination prediction in orthogonal machining of carbon long fiber-reinforced polymer composites / C. Santiuste, A. Olmedo, X. Soldani, H. Miguélez // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. – 2012. – Vol. 31, iss. 13. – P. 875–885. – DOI: 10.1177/0731684412444654.

9. Chen W.C. Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber reinforced composite laminations // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 1997. – Vol. 37, iss. 8. – P. 1097–1108. – DOI: 10.1016/S0890-6955(96)00095-8.

10. Карасов Т.А., Храмовских В.В., Жихарев В.С. Проблемы резания композитов с высокопрочными наполнителями // *Механики XXI века*. – 2017. – № 16. – С. 93–97.

11. Engineering method for the thermal mechanical erosion of C/C composite with the mesoscale ablation model / D. Deng, J. Yu, X. Yan, F. Huang, X. Luo // *Polymers and polymer composites*. – 2014. – Vol. 22, iss. 2. – P. 181–186. – DOI: 10.1177/096739111402200215.

12. Марков А.М., Макарова Н.А., Гайст С.В. Износ инструмента при фрезеровании стеклопластика // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2017. – № 4 (70). – С. 25–30. – DOI: 10.12737/article_58ef809026b201.73125147.

13. Рычков Д.А., Янюшкин А.С. Способ повышения эффективности производства изделий из полимерных композитов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2016. – № 3 (72). – С. 23–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-23-30.

14. Экспериментальное исследование процесса формирования показателей качества при фрезеровании стеклопластика / С.В. Гайст, С.А. Катаева,

А.М. Марков, П.О. Черданцев, Е.Ю. Лапенков // *Вестник Брянского государственного технического университета*. – 2016. – № 3 (51). – С. 129–136. – DOI: 10.12737/22052.

15. Рычков Д.А., Афанасенко П.В., Кириченко О.П. Специфика изнашивания режущего инструмента при обработке полимерных композиционных материалов // *Механики XXI века*. – 2018. – № 17. – С. 135–139.

16. Machining accuracy analysis for step multi-element varying-parameter vibration drilling of laminated composite materials / Z.J. Li, M.S. Hong, H. Su, Y.L. Wei // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2003. – Vol. 21, iss. 10–11. – P. 760–768. – DOI: 10.1007/s00170-002-1391-2.

17. Марков А.М., Лебедев П.В. Зависимость силовых характеристик процесса нарезания внутренней резьбы в деталях из высокопрочных полимерных композиционных материалов // *Технология машиностроения*. – 2014. – № 12. – С. 22–25.

18. Кудряшов Е.А., Каменева Т.Е. Повышение работоспособности охватывающей фрезы с режущими элементами из композита при нарезании трапецеидальной резьбы с элементами разрыва // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 1. – С. 33–43. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.1-33-43.

19. Davim J.P., Reis P. Study of delamination in drilling carbon fiber-reinforced plastics (CFRP) using design experiments // *Composite Structures*. – 2003. – Vol. 59, iss. 4. – P. 481–487. – DOI: 10.1016/S0263-8223(02)00257-X.

20. Hocheng H., Tsao C.C. Comprehensive analysis of delamination in drilling of composite materials with various drill bits // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 140, iss. 1–3. – P. 335–339. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00749-0.

21. Sedlacek J., Slany M. Analysis of delamination in drilling of composite materials // *Modern Machinery (MM) Science Journal*. – 2010. – June. – P. 192–197. – DOI: 10.17973/MMSJ.2010_06_201010.

Конфликт интересов

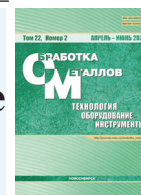
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Study of the Influence of Technological Parameters on the Strength of a Threaded Connection in Carbon Fiber Parts

Andrey Markov^a, Vyacheslav Nekrasov^{b, *}, Azhar Salman^c, Sergey Gayst^d, Jian Su^e

I.I. Polzunov Altai State Technical University, 46 Lenina avenue, Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-3101-9711>, andmarkov@inbox.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-8122-4641>, sla44@mail.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-6584-1439>, azharmansoor76@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0001-8697-6263>, sergei-gaist@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0001-5120-3623>, 278507234@qq.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 March 2020

Revised: 02 April 2020

Accepted: 23 April 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Internal thread

Drilling

Threading modes

Threaded strength

Factor experiment

Carbon fiber parts

ABSTRACT

Introduction. Composite materials are widely used in mechanical engineering and instrument making. Composites have a low specific gravity with high strength and wear resistance and are used in civil and military equipment. At the same time, the existing technologies for producing composites do not provide sufficient indicators of the parts accuracy; therefore, machining is still the main way to achieve the required quality. Despite the wide technological capabilities of blade processing, high abrasive properties and heterogeneity of the carbon fiber structure imposes a number of limitations and complicates the choice of processing parameters, especially in the manufacture of internal threads. In addition to the processing modes, the diameter of the pre-drilled hole has a significant effect on the quality of the threaded connection. Despite the studies already carried out in the field of machining of carbon fiber reinforced plastics, a number of questions have not received sufficient study. **The purpose of the work** is to obtain a relationship between the parameters of the hole and thread processing, as well as the diameter of the hole and the quality of the threaded connection to ensure the specified strength characteristics of the threaded connection. A method is proposed and the results of an experimental study of the strength of a threaded joint, consisting of a carbon fiber part with an internal thread and a structural steel screw, are provided in the axial direction with uniform indentation of the screw with the determination of the maximum fracture resistance force. **Research methods:** a full factorial experiment is conducted for threaded joints with diameters M6, M7 and M8 to identify the dependence of the strength of the threaded connection on such operating parameters as cutting speed and feed rate during drilling and cutting speed when threading. To control the maximum force of fracture resistance, characterizing the strength of the threaded connection, a universal electromechanical testing machine model Instron-3369 is used. **Results and discussion.** A comparative analysis of the test results shows that for samples with thread diameter M6, the maximum fracture resistance force is from 5.7 to 6.4 kN. But with a minimum supply of drilling in combination with a minimum speed of threading, the maximum load force does not exceed 3.8 kN. Similar results are obtained when testing samples with thread diameters M8 and M10.

For citation: Markov A.M., Nekrasov V.N., Salman A.M., Gayst S.V., Su J. Study of the influence of technological parameters on the strength of a threaded connection in carbon fiber parts. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-6-15. (In Russian).

References

1. Stepanov A.A. *Obrabotka rezaniem vysokoprochnykh kompozitsionnykh polimernykh materialov* [Cutting of high-strength composite polymeric materials]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987. 176 p. [In Russian].
2. Veazey D., Gomez E.D., Hsu T. Next generation high-performance carbon fiber thermoplastic composites based on polyaryletherketones. *Journal of Applied Polymer Science*, 2017, vol. 134, iss. 6, p. 44441. DOI: 10.1002/app.44441.

* Corresponding author

Nekrasov Vyacheslav N., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 I.I. Polzunov Altai State Technical University,
 46 Lenina avenue,
 656038, Barnaul, Altai region, Russian Federation
 Tel.: 8 (3852) 29-08-94, e-mail: sla44@mail.ru

3. Heo Y., Malakooti M.H., Sodano H.A. Self-healing polymers and composites for extreme environments. *Journal of Materials Chemistry A*, 2016, vol. 4, iss. 44, pp. 17403–17411. DOI: 10.1039/C6TA06213J.
4. Makarov V.F., Meshkas A.E., Shirinkin V.V. Issledovanie problem mekhanicheskoi obrabotki sovremennykh vysokoprochnykh kompozitsionnykh materialov, ispol'zuemykh dlya proizvodstva detalei aviatsionnoi i raketno-kosmicheskoi tekhniki [Research problems machining high strength composite materials used for the production of details of aviation and space-rocket technicians]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanical Engineering, Materials Science*, 2015, vol. 17, no. 2, pp. 30–41.
5. Rahme P., Landon Y., Lachaud F., Piquet R., Lagarrigue P. Drilling of thick composite materials using a step gundrill. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, vol. 103, pp. 304–313. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.10.016.
6. Pihtili H., Canpolat N. Investigation of different reinforced composite materials for surface roughness and capacity of being drilled. *Journal of Composite Materials*, 2009, vol. 43, iss. 19, pp. 2071–2080. DOI: 10.1177/0021998309340934.
7. Zhernakov V.S., Pervushin Y.S., Solovyev P.V. Issledovanie uprugikh kharakteristik ugleplastika s 3D strukturoi [The study of the elastic characteristics of carbon fiber with a 3D structure]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2019, vol. 9, iss. 2 (34), pp. 185–190. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-185-190.
8. Santiuste C., Olmedo A., Soldani X., Miguélez H. Delamination prediction in orthogonal machining of carbon long fiber-reinforced polymer composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2012, vol. 31, iss. 13, pp. 875–885. DOI: 10.1177/0731684412444654.
9. Chen W.C. Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber reinforced composite laminations. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 1997, vol. 37, iss. 8, pp. 1097–1108. DOI: 10.1016/S0890-6955(96)00095-8.
10. Karasov T.A., Khramovskikh V.V., Zhikharev V.S. Problemy rezaniya kompozitov s vysokoprochnymi napolnitelyami [The problems of cutting composites with high-strength fillers]. *Mekhaniki XXI veku = 21st Century Mechanics*, 2017, no. 16, pp. 93–97.
11. Deng D., Yu J., Yan X., Huang F., Luo X. Engineering method for the thermal mechanical erosion of C/C composite with the mesoscale ablation model. *Polymers and Polymer Composites*, 2014, vol. 22, iss. 2, pp. 181–186. DOI: 10.1177/096739111402200215.
12. Markov A.M., Makarova N.A., Gaist S.V. Iznos instrumenta pri frezerovanii stekloplastika [Tool wear at glass-fiber material milling]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2017, no. 4 (70), pp. 25–30. DOI: 10.12737/article_58ef809026b201.73125147.
13. Rychkov D.A., Yanyushkin A.S. Sposob povysheniya effektivnosti proizvodstva izdelii iz polimernykh kompozitov [Method for improving the efficiency of products from polymer composites]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 3, pp. 23–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-23-30. (In Russian).
14. Gaist S.V., Katayeva S.A., Markov A.M., Cherdantsev P.O., Lapenkov E.Yu. Eksperimental'noe issledovanie protsessa formirovaniya pokazatelei kachestva pri frezerovanii stekloplastika [Experimental investigation of quality metrics formation process during plastic milling] *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Bryansk State Technical University*, 2016, no. 3 (51), pp. 129–136. DOI: 10.12737/22052.
15. Rychkov D.A., Afanasenko P.V., Kirichenko O.P. Spetsifika iznashivaniya rezhushchego instrumenta pri obrabotke polimernykh kompozitsionnykh materialov [The characteristics of the cutting tool wear under machining of polymeric composite materials]. *Mekhaniki XXI veku = 21st Century Mechanics*, 2018, no. 17, pp. 135–139.
16. Li Z.J., Hong M.S., Su H., Wei Y.L. Machining accuracy analysis for step multi-element varying-parameter vibration drilling of laminated composite materials. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2003, vol. 21, iss. 10–11, pp. 760–768. DOI: 10.1007/s00170-002-1391-2.
17. Markov A.M., Lebedev P.V. Zavisimost' silovykh kharakteristik protsessa narezaniya vnutrennei rez'by v detalyakh iz vysokoprochnykh polimernykh kompozitsionnykh materialov [Force characteristic dependence of the inside threading process in the components from high strength polymer composites]. *Tekhnologiya mashinostroeniya – Engineering Technology*, 2014, no. 12, pp. 22–25.
18. Kudryashov E.A., Kameneva T.E. Povyslenie rabotosposobnosti okhvatyvayushchei frezy s rezhushchimi elementami iz kompozita pri narezanii trapetseidal'noi rez'by s elementami razryva [Increase of efficiency of the internally cutting mill with composite cutters when cutting trapezoidal thread with interrupted elements]. *Obrabotka*

metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2018, vol. 20, no. 1, pp. 33–43. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.1-33-43. (In Russian).

19. Davim J.P., Reis P. Study of delamination in drilling carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using design experiments. *Composite Structures*, 2003, vol. 59, iss. 4, pp. 481–487. DOI: 10.1016/S0263-8223(02)00257-X.

20. Hocheng H., Tsao C.C. Comprehensive analysis of delamination in drilling of composite materials with various drill bits. *Journal of materials processing technology*, 2003, vol. 140, iss. 1–3, pp. 335–339. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00749-0.

21. Sedlacek J., Slany M. Analysis of delamination in drilling of composite materials. *Modern Machinery (MM) Science Journal*, 2010, June, pp. 192–197. DOI: 10.17973/MMSJ.2010_06_201010.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Особенности формирования топографии поверхности конструкционной стали 09Г2С при ультразвуковой ударно-фрикционной упрочняющей обработке

Никита Лежнин^{1, а, *}, Алексей Макаров^{1, б}, Сергей Лучко^{1, в}, Борис Логинов^{2, д},
Артем Логинов^{3, е}

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

² Национальный исследовательский университет «Московский институт электронной техники», пл. Шокина, 1, г. Зеленоград, г. Москва, 124498, Россия

³ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Ленинские горы, 1, г. Москва, 119991, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-9483-6607>, nlezhnin@bk.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>, serojaluchko@gmail.com, ^д <https://orcid.org/0000-0001-5081-1424>, b-loginov@mail.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0003-2090-5301>, loginov.ab15@physics.msu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15-194.52:539.378

История статьи:

Поступила: 20 марта 2020

Рецензирование: 20 апреля 2020

Принята к печати: 11 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Поверхностное деформационное упрочнение

Ультразвуковая ударная обработка

Шероховатость поверхности

Конструкционная сталь

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБНАУКИ России по теме № АААА-А18-118020190116-6 при поддержке РФФИ (проект № 18-38-00868 мол_а).

АННОТАЦИЯ

Введение. Ультразвуковая ударно-фрикционная обработка (УЗУФО) – новый метод поверхностного деформационного упрочнения, позволяющий изменять свойства и микроструктуру поверхностного слоя металла. В отличие от традиционной ультразвуковой ударной обработки (УЗУО) особенностью УЗУФО является приложении ударного воздействия с ультразвуковой частотой под острым углом α к обрабатываемой поверхности для активизации ротационного механизма деформации за счет дополнительного фрикционного нагружения. Для усиления фрикционного воздействия и предотвращения охрупчивания диффузионно-активного деформированного слоя УЗУФО проводится в безокислительной атмосфере аргона. Уменьшение угла α при УЗУФО приводит к смещению пластического валика, вытесненного инструментом металла в направлении удара. Следовательно, положение инструмента, колеблющегося с ультразвуковой частотой, относительно траектории его перемещения может оказывать сильное влияние на получаемый микрорельеф поверхности. **Цель работы** – изучить влияние направления ударного воздействия относительно поперечной подачи инструмента в процессе УЗУФО под углом $\alpha = 50^\circ$ в среде аргона на шероховатость и степень упрочнения поверхности конструкционной стали 09Г2С. **Методы исследования.** Проведены измерения микротвердости, атомно-силовая микроскопия, оптическая профилометрия, оптическая и сканирующая электронная микроскопия с использованием EBSD-анализа. **Результаты и обсуждение.** После шлифовки поверхности стали имеет микротвердость 200 HV 0,1 и среднее арифметическое отклонение профиля поверхности $Ra = 0,6$ мкм. УЗУО под углом $\alpha = 90^\circ$ в среде индустриального масла приводит к упрочнению поверхности до 260 HV 0,1, при этом параметр Ra возрастает до 1,6 мкм. УЗУФО с отклонением направления ударного воздействия от вертикали в направлении поперечной подачи образца (обработка «углом вперед») позволяет получить относительно однородный микрорельеф с параметром $Ra = 0,4$ мкм и микротвердостью деформированного слоя до 500 HV 0,1. Отклонение инструмента в противоположном направлении относительно поперечной подачи образца (обработка «углом назад») увеличивает степень упрочнения поверхности (620 HV 0,1), но ведет к формированию развитого микрорельефа, состоящего из пластических валиков вытесненного инструментом металла, и росту параметра Ra до 3,5 мкм. При этом шероховатость субмикрорельефа остается приблизительно на одном уровне ($Ra = 0,03...0,04$ мкм) для всех трех схем упрочняющей обработки. Таким образом, угол и направление ударного воздействия при ультразвуковой поверхностной обработке можно рассматривать как важные технологические параметры, позволяющие в широких пределах управлять микрорельефом поверхности при реализации УЗУФО в качестве финишной упрочняющей обработки. УЗУФО является эффективным способом поверхностного упрочнения, позволяющим формировать поверхность даже с меньшей шероховатостью микропрофиля, чем после стандартной УЗУО с использованием смазки.

Для цитирования: Особенности формирования топографии поверхности конструкционной стали 09Г2С при ультразвуковой ударно-фрикционной упрочняющей обработке / Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, С.Н. Лучко, Б.А. Логинов, А.Б. Логинов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 16–29. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22-2-16-29.

*Адрес для переписки

Лежнин Никита Владимирович, к.т.н., с.н.с.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,

ул. Софьи Ковалевской, 18,

620108, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: +7-919-385-65-92, e-mail: nlezhnin@bk.ru

Введение

Состояние поверхности оказывает большое влияние на эксплуатационные свойства материала. Известно множество различных методов поверхностного модифицирования, таких как нанесение покрытий [1, 2], химико-термические обработки [3, 4], механические обработки при статическом [5] и динамическом воздействии и другие, позволяющие расширить область применения традиционных конструкционных сталей. Благодаря простоте и универсальности широкое распространение получили поверхностные деформационные обработки, при которых изменение структуры и улучшение свойств достигается в результате многократного ударного воздействия инструмента на поверхность металла. К таким способам относятся, в частности, дробеструйная обработка [6, 7], технология SMAT – обработка в вакууме шариками с ультразвуковой частотой [8, 9], ультразвуковая ударная обработка индентором (УЗУО) [10–12] и предложенная авторами ультразвуковая ударно-фрикционная обработка (УЗУФО) [13–15]. В отличие от традиционной УЗУО особенность УЗУФО заключается в приложении нагрузки под острым углом к обрабатываемой поверхности и без использования смазки. Этим достигается усиление сдвиговой деформации, вызванной фрикционной составляющей в процессе высокоэнергетического ударного воздействия, что позволяет в большей степени реализовать потенциал материала к упрочнению.

Поверхностные деформационные ударные обработки оказывают положительный эффект на износостойкость материала [16, 17], сопротивление коррозии [10, 18], усталостную стойкость [19, 20], а возможность получения наноструктуры в поверхностном слое открывает дополнительные возможности для улучшения свойств металлических материалов.

В отличие от поверхностных обработок, использующих в качестве деформирующего инструмента дробь или твердые гладкие шарики, ударяющие с разным усилием и под случайным углом к поверхности, УЗУО и УЗУФО позволяют точно контролировать условия обработки и формировать регулярный микрорельеф поверхности [21, 22].

Шероховатость поверхности является важной характеристикой материала, на которую

следует обращать внимание при выборе режима обработки. Большая шероховатость увеличивает потери на трение, а также снижает коррозионную стойкость поверхности и сопротивление усталостному разрушению. Как правило, при проведении УЗУО для обеспечения наилучшей шероховатости поверхности следует деформировать как можно более тонкий поверхностный слой материала, в то время как для существенного упрочнения требуется деформировать материал на возможно большую глубину. Эти противоположные условия сильно осложняют подбор режима, когда требуется обеспечить высокое упрочнение при низкой шероховатости поверхности [23, 24].

Микрорельеф стальной поверхности, формируемый в результате УЗУО и УЗУФО, зависит от твердости, исходной шероховатости поверхности [21], технологических параметров процесса обработки и в основном определяется профилем отдельных дорожек от каждого следующего прохода инструмента, разделенных пластическими валиками вытесненного из-под индентора металла. Поэтому важную роль играет скорость поперечной подачи (шаг сканирования) инструмента, которая определяет и производительность обработки.

Ранее было показано [15], что при проведении УЗУФО уменьшение угла между осью инструмента и обрабатываемой поверхностью приводит к смещению пластического валика вытесненного металла в направлении удара. Следовательно, положение инструмента, колеблющегося с ультразвуковой частотой, относительно траектории его перемещения может оказывать сильное влияние на получаемый микрорельеф поверхности.

Таким образом, **цель настоящей работы** – изучить влияние направления ударного воздействия относительно поперечной подачи инструмента в процессе УЗУФО на шероховатость и степень упрочнения поверхности конструкционной стали 09Г2С.

Методика исследований

Пластины из стали 09Г2С (масс. %: 0,09 С; 1,63 Мн; 0,60 Si; остальное – Fe) в состоянии поставки подвергали механической шлифовке и поверхностным деформационным обработкам УЗУО и УЗУФО.

Схемы УЗУФО представлены на рис. 1. В качестве деформирующего инструмента использовали индентор 1 из сплава ВК8 с радиусом полусферы $R = 3$ мм, который крепился на волноводе 2 и магнестрикционном элементе 3, колеблющемся с частотой 22 кГц и амплитудой $f = 20$ мкм. К инструменту прикладывали статическую нагрузку $P = 149$ Н. Линейная скорость перемещения образца при возвратно-поступательном движении составляла $V = 0,6$ м/мин с шагом сканирования (поперечной подачей образца) $d = 0,2$ мм на один проход инструмента. Угол α между направлением ударного воздействия (направлением приложения статической нагрузки P) и поверхностью обрабатываемого образца 4 составлял 90° для традиционной УЗУО и 50° для УЗУФО.

УЗУФО проводили по двум схемам: 1) схема «углом вперед» (рис. 1, а), когда отклонение направления ударного воздействия от вертикали устанавливалось в сторону направления подачи образца d ; 2) схема «углом назад» (рис. 1, б), когда отклонение направления ударного воздействия инструмента от вертикали устанавливалось в сторону, обратную направлению подачи образца d . Соответственно УЗУО проводили

вертикально расположенным инструментом по схеме «под прямым углом».

УЗУО осуществляли с использованием индустриального масла И-40, а УЗУФО – в безокислительной среде аргона, который подавали в зону контакта через форсунку 5. Основные параметры режимов поверхностных деформационных обработок приведены в табл. 1.

Микрорельеф обработанной поверхности изучали с помощью оптического 3D-профилометра Wyko NT-1100. Исследование субмикрорельефа выполняли на сканирующем зондовом микроскопе СММ-2000 в режиме атомно-силовой микроскопии на сканере с полем $40/40$ мкм [25]. В качестве зондов использовали кантилеверы фирмы Brucker, марки «MSCT» с радиусом закругления острия 2 нм и точностью измерения высоты рельефа 0,1 нм.

Микротвердость измеряли с помощью твердомера SHIMADZU HNV-G21DT по методу восстановленного отпечатка при нагрузке на индентор Виккерса 980 мН (100 гс).

Сканирующую электронную микроскопию поверхности выполняли на микроскопе TESCAN LIRA 3, оснащенном EBSD приставкой Oxford Instruments. Микроструктуру дефор-

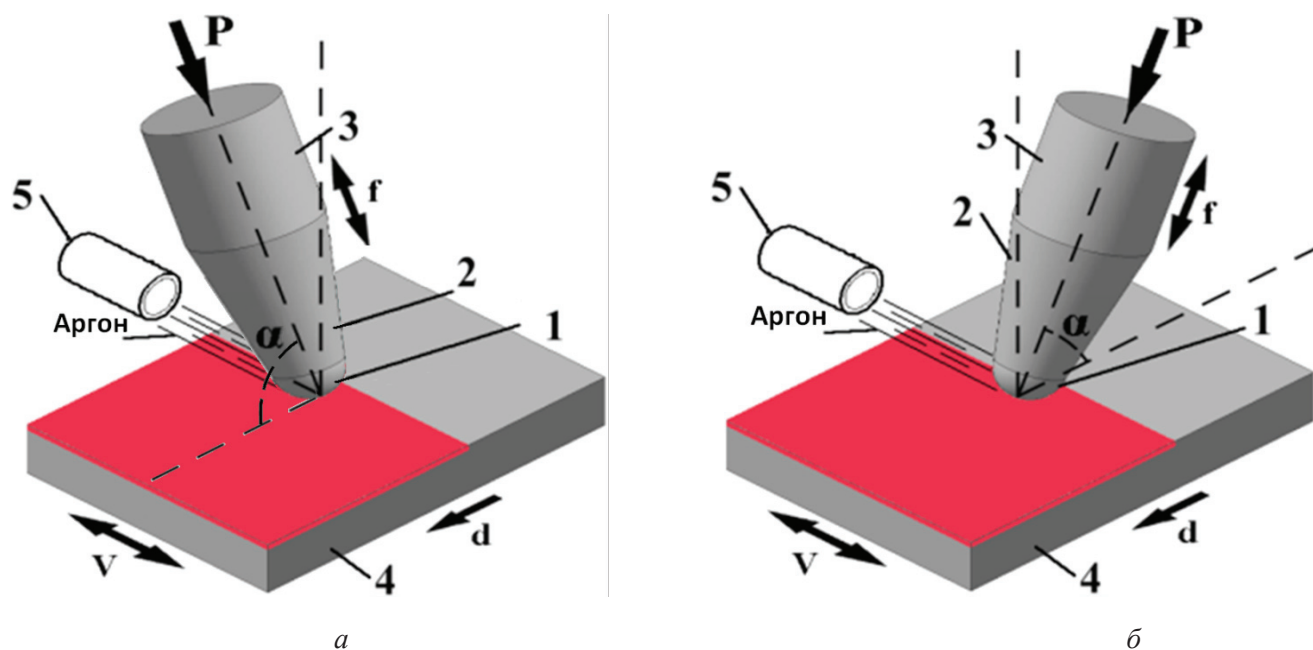


Рис. 1. Схемы ультразвуковой ударно-фрикционной обработки:
а – «углом вперед»; б – «углом назад»

Fig. 1. The scheme of ultrasonic impact-frictional treatment:

а – impact direction opposite the sample feed direction (forehand); б – impact direction forward the sample feed direction (backhand)

Таблица 1

Table 1

Параметры процесса ультразвуковых поверхностных упрочняющих обработок**Parameters of the ultrasonic surface hardening treatments**

Вид обработки Treatment mode	Схема обработки Impacting scheme	α°	Среда обработки (COTC) Treatment media
УЗУО UIT	«Под прямым углом» Vertical	90	Индустриальное масло И-40 Lubricant I-40
УЗУФО1 UIFT1	«Углом вперед» Forehand	50	Аргон Argon
УЗУФО2 UIFT2	«Углом назад» Backhand	50	Аргон Argon

мированного приповерхностного слоя исследовали методами EBSD-анализа и с помощью оптического микроскопа Альтами 1С на поперечных микрошлифах после полировки и травления 4 %-м спиртовым раствором пикриновой кислоты.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены СЭМ-изображения и поперечные профили поверхности образцов стали 09Г2С, иллюстрирующие различия микрорельефа в зависимости от ориентации направления удара относительно направления поперечной подачи образца при проведении ультразвуковых упрочняющих поверхностных обработок. Видно, что микрорельеф состоит из параллельных дорожек шириной порядка 200 мкм (рис. 2, а, б, в), что соответствует шагу сканирования.

Из рис. 2, а, г следует, что после традиционной УЗУО (с приложением ударной нагрузки по нормали к обрабатываемой поверхности) формируется периодический микрорельеф из гребней и впадин с некоторым искажением профиля дорожек из-за наложения каждого следующего прохода инструмента. Как показывают данные табл. 2, среднее арифметическое отклонение профиля Ra и высота неровностей профиля по десяти точкам Rz находятся на уровнях соответственно 1,6 и 7,0 мкм, что существенно выше параметров Ra и Rz для исходной шлифованной поверхности, равных 0,6 и 2,0 мкм. В случае УЗУФО1 (обработка «углом вперед») формируется относительно однородная поверхность без выраженных гребней, впадин и существенных дефектов (рис. 2, б, д). Наблюдается улучшение чистоты обработки

поверхности ($Ra = 0,4$ мкм, $Rz = 1,5$ мкм) по сравнению не только с УЗУО, но и с исходной шлифованной поверхностью (см. табл. 2). В случае УЗУФО2 (обработка «углом назад») на поверхности образца наблюдаются чешуйки и наплывы металла (рис. 2, в), вызванные пластической деформацией в процессе обработки по данной схеме. Обработанная поверхность имеет развитый микрорельеф с выраженными гребнями и впадинами (рис. 2, е). Это приводит к огрублению поверхности до значений параметров шероховатости $Ra = 3,5$ мкм и $Rz = 14,0$ мкм, максимальных для рассматриваемых технологических схем (см. табл. 2).

Микрорельеф, который формируется в результате стандартной УЗУО, зависит от исходной шероховатости поверхности и твердости обрабатываемого материала, усилия, с которым инструмент воздействует на материал, и шага подачи инструмента. Вытеснение металла из-под индентора при его внедрении в материал под действием нагрузки вызывает образование пластических валиков с обеих сторон дорожки, которые в итоге и определяют шероховатость обработанной поверхности. Особенность УЗУФО – приложение ударного воздействия к обрабатываемой поверхности под углом α , меньшим 90° . В [15] показано, что для α в диапазоне $90^\circ \dots 70^\circ$ шероховатость обработанной поверхности меняется слабо, в то время как уменьшение угла α до 50° вызывает сильное смещение пластического валика в направлении удара и соответствующее существенное изменение микрорельефа обработанной поверхности. Данные рис. 2 и табл. 2 свидетельствуют, что параметры микрорельефа определяются не только углом наклона оси инструмента к обрабатываемой поверхности, но и

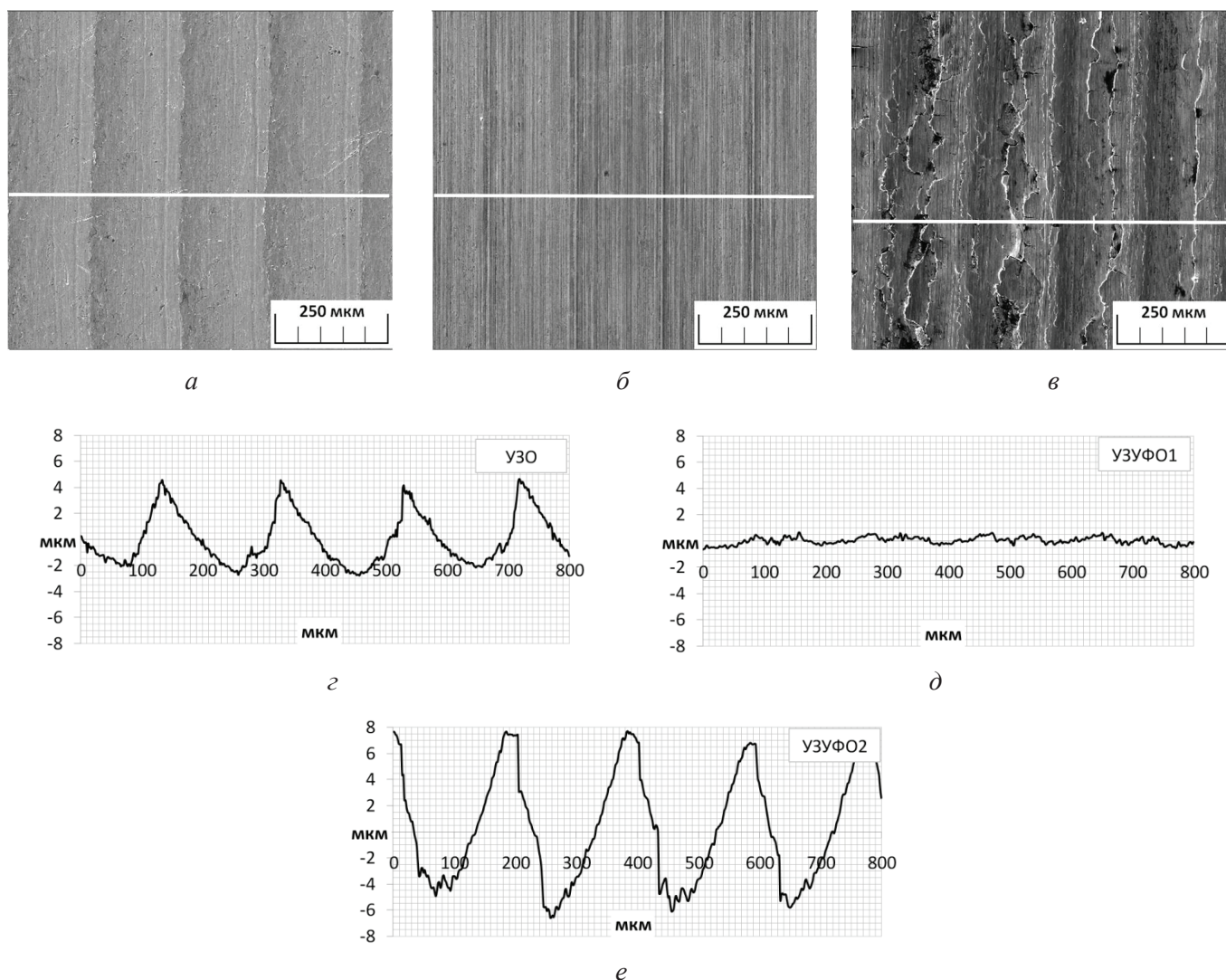


Рис. 2. СЭМ-изображения (а, б, в) и полученные методом оптической профилометрии поперечные профили (г, д, е) поверхности стали 09Г2С после различных видов ультразвуковых упрочняющих обработок:

а, г – УЗУО («под прямым углом»); б, д – УЗУФ01 («углом вперед»); в, е – УЗУФ02 («углом назад»)

Fig. 2. SEM-images (a, б, в) and cross-section 2D-profiles (г, д, е) of 09Mn2Si steel surface treated by various ultrasonic impact strengthening regimes:

а, г – UIT («Vertical»); б, д – UIFT1 («Forehand»); в, е – UIFT2 («Backhand»)

в значительной степени направлением ее отклонения от вертикали относительно поперечной подачи при проведении УЗУФО.

Если оптическая профилометрия дала возможность исследовать микрорельеф обработанной поверхности на участках поверхности размером 0,9×1,2 мм, то изучение существенно меньших участков поверхности (9,9×10,4 мкм) на сканирующем зондовом микроскопе в режиме атомно-силовой микроскопии позволяет анализировать субмикрорельеф поверхности после различных обработок. Согласно данным табл. 2 шероховатость субмикрорельефа после всех рассматриваемых видов ультразвуко-

вой обработки находится на одинаковом уровне ($Ra = 0,03 \dots 0,04$ мкм) и, следовательно, не зависит от угла между направлением ударного воздействия и поверхностью обрабатываемого образца, а также от технологической среды обработки (индустриальное масло в случае УЗУО и аргон в случае УЗУФО).

На рис. 3, а–в показано, что субмикрорельеф поверхностей после всех трех видов обработки характеризуется наличием продольных выступов и впадин. Возникновение указанных субмикрорельефов связано, по-видимому, с воздействием на стальную поверхность микровыступов шероховатой поверхности твердосплавного

Характеристики поверхности стали 09Г2С после различных режимов ультразвуковых упрочняющих поверхностных обработок

Surface characteristics of 09Mn2Si steel after various ultrasonic surface strengthening treatment modes

Вид обработки Treatment mode	Параметры шероховатости поверхности Surface roughness			Микротвердость Microhardness HV 0,1
	Микрорельеф Microrelief		Субмикрорельеф Submicrorelief	
	Ra , мкм	Rz , мкм	Ra , мкм	
Шлифовка Grinding	0,6	2,0	–	200±5
УЗУО UIT	1,6	7,0	0,03	260±10
УЗУФО1 UIFT1	0,4	1,5	0,04	500±20
УЗУФО2 UIFT2	3,5	14,0	0,04	620±30

индентора, совершающего передвижение (сканирование) со скоростью 0,6 м/с. На всех обработанных поверхностях отчетливо видны также параллельные субмикрорельефы, расположенные поперек направления движения инструмента (см. рис. 3, а–в). Анализ СЭМ-изображения микроучастка поверхности после УЗУФО показывает (рис. 3, г), что отмеченные параллельные субмикрорельефы располагаются с шагом ~400 нм, соответствующим расстоянию между соседними отпечатками индентора для скорости перемещения 0,6 м/мин при частоте колебаний индентора 22 кГц. Следовательно, субмикрорельефы образуются при наложении отдельных отпечатков от индентора, перемещающегося с определенной линейной скоростью и колеблющегося с ультразвуковой частотой.

В табл. 2 наряду с параметрами шероховатости на микро- и субмикроуровне приведены также значения микротвердости поверхности сталей после различных обработок. Видно, что по сравнению с микротвердостью исходной шлифованной поверхности (200 HV 0,1) УЗУО повышает микротвердость поверхности стали до 260 HV 0,1, т.е. на 30 %. УЗУФО обеспечивает существенно более эффективное деформационное упрочнение шлифованной поверхности: до 500 HV 0,1 (в 2,5 раза) при УЗУФО1 и до 620 HV 0,1 (в 3,5 раза) при УЗУФО2. Следова-

тельно, обработка УЗУФО1 («углом вперед») одновременно повышает и чистоту обработки поверхности, и уровень ее упрочнения по сравнению со стандартной УЗУО (см. табл. 2). Режим УЗУФО2 (обработка «углом назад») позволяет достигнуть еще более высокого уровня микротвердости поверхности, однако это сопровождается значительным ухудшением качества поверхности и возникновением грубого микрорельефа (см. рис. 2, в, е).

Структурными исследованиями на поперечных шлифах установлено, что исходная структура стали 09Г2С состоит из ферритных зерен размером 10...30 мкм и небольшого количества перлитных колоний (рис. 4, а, б). В результате УЗУФО2 в поверхностном слое формируется градиентная микроструктура (рис. 4, в, г), в которой можно выделить три области:

а – примыкающая к поверхности область с субмикроструктурными и нанокристаллическими (как показано в работе [14], методом просвечивающей электронной микроскопии) структурами;

б – область с сильнодеформированной вытянутой в направлении деформации структурой;

с – область с крупнокристаллической пластически деформированной структурой (деформированные зерна хорошо различимы на расстоянии 150 мкм от поверхности

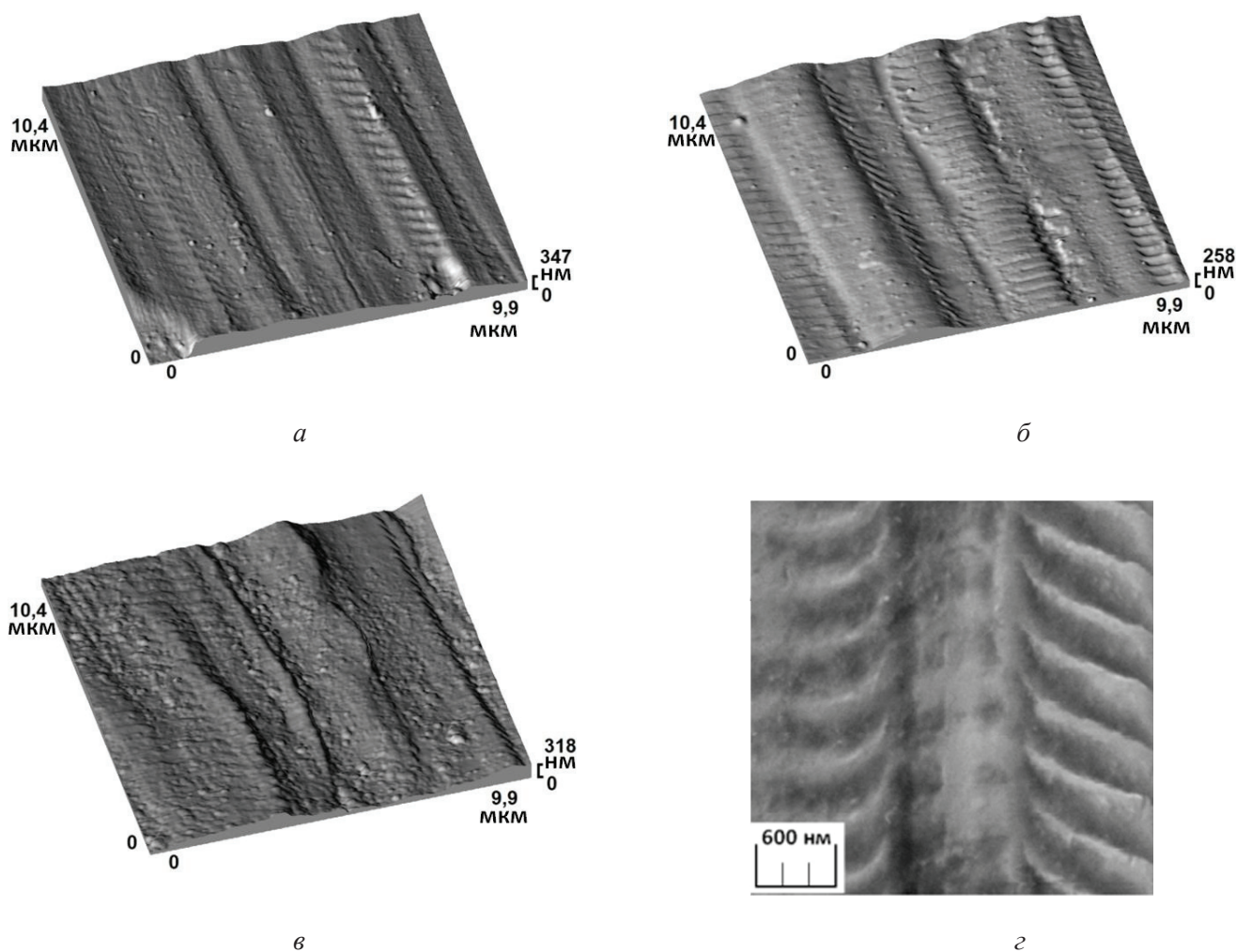


Рис. 3. 3D-профили субмикрорельефа поверхности стали 09Г2С, полученные методом сканирующей зондовой микроскопии (а–в) и СЭМ-изображение субмикрорельефа (г) после различных режимов ультразвуковой обработки:

а – УЗУО; б – УЗУФО1; в – УЗУФО2; г – УЗУФО1

Fig. 3. 3D-profiles of the 09Mn2Si steel surface submicrorelief obtained by scanning probe microscopy (a–v) and submicrorelief SEM-image (z) after various modes of ultrasonic impact treatment:

а – UIT; б – UIFT1; в – UIFT2; г – UIFT1

(см. рис. 4, в)), постепенно переходящей в исходную структуру.

Таким образом, обнаруженное повышенное деформационное упрочнение поверхности стали при УЗУФО можно объяснить эффективным диспергированием структуры металла поверхностного слоя. Приложение усилия под острым углом к обрабатываемой поверхности позволяет активизировать ротационную моду пластической деформации за счет усиления ее сдвиговой компоненты. Исключение смазки из зоны контакта также играет важную роль для повышения фрикционного взаимодействия инструмента с материалом (за счет роста коэффициента трения), а использование безокислительной среды

позволяет предотвратить охрупчивание сильно-деформированного слоя кислородом и накопить более высокую степень деформации без разрушения материала [26]. В совокупности это не только благоприятно влияет на эффективность измельчения зеренной структуры (см. рис. 4, г), но и значительно увеличивает толщину упрочненного слоя по сравнению с обработкой УЗУО (по нормали к поверхности с использованием жидкой смазки), что экспериментально установлено для стали 09Г2С в работе [15] измерениями микротвердости на поперечных шлифах.

Рассмотренные экспериментальные результаты не согласуются с выводами об уменьшении глубины деформации при наклонном ударе, сде-

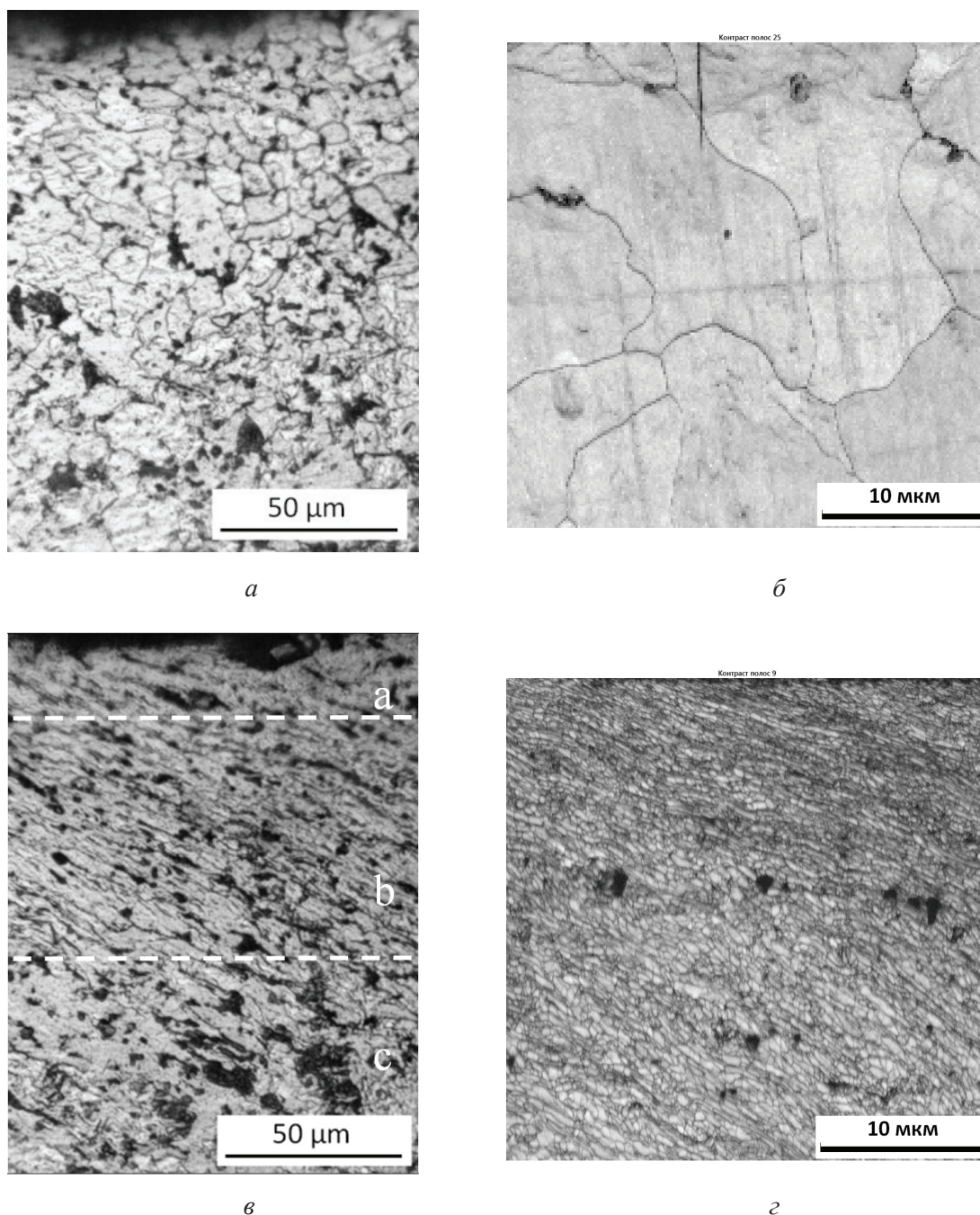


Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя стали 09Г2С после шлифовки (а, б) и ультразвуковой ударно-фрикционной обработки УЗУФО2 (в, г):

а, в – оптическая микроскопия; б, г – EBSD карта контрастности линий Кикучи

Fig. 4. Microstructure images of surface layer of 09Mn2Si steel after finish grinding (а, б) and ultrasonic impact-frictional treatment UIFT2 (в, г):

а, в – optical microscopy; б, г – EBSD image quality map

ланными в работах [27, 28] на основе компьютерного моделирования распределения полей деформации при однократном ударе дробью по нормали и под острым углом к поверхности. Очевидно, эти расхождения связаны с тем, что при моделировании рассматривалось однократное ударное воздействие без учета трения, т.е. фрикционной составляющей деформации, на

введении которой и основан предложенный в работах [13–15] способ УЗУФО.

Наблюдаемые при УЗУФО1 (по сравнению с УЗУФО2) существенно (в 9 раз) более низкие значения параметров шероховатости Ra и Rz микрорельефа, более качественная поверхность обработанной стали при одновременном несколько меньшем уровне ее деформационного упрочне-

ния (см. табл. 2, рис. 2) являются следствием технологических особенностей ультразвуковой обработки по схеме «углом вперед» – УЗУФО1 (см. рис. 1, а). Достижимое при такой обработке сглаживание микрорельефа, вероятно, связано с отделением от обрабатываемой поверхности пластически деформированного валика материала, формирующегося перед индентором, в результате его перенаклепа из-за многократной деформации при каждом последующем проходе инструмента. Это приводит к некоторой потере массы по механизму, описанному в работе [29], и соответствующему уменьшению толщины деформированного слоя за счет разрушения (удаления) наиболее упрочненного металла с поверхности (что и определяет меньший уровень упрочнения стали при УЗУФО1).

Из полученных результатов следует, что предложенная технология УЗУФО помимо эффективного деформационного упрочнения позволяет также формировать поверхность конструкционной стали с параметрами шероховатости, отличающимися почти на порядок. При этом не только угол ударного воздействия, но и направление поперечной подачи при сканировании колеблющимся индентором являются важными технологическими параметрами, расширяющими возможности управления характеристиками микрорельефа поверхности.

Выводы

1. Изучено формирование топографии и микротвердости поверхности конструкционной стали 09Г2С в зависимости от схемы нового метода ультразвуковой ударно-фрикционной обработки (УЗУФО): с отклонением направления ударного воздействия от вертикали в направлении поперечной подачи образца (обработка «углом вперед») и в противоположном направлении (обработка «углом назад»). Установлено, что при реализации УЗУФО в среде аргона под углом $\alpha = 50^\circ$ к обрабатываемой поверхности направление ударного воздействия относительно направления подачи инструмента является важным технологическим параметром, позволяющим управлять параметрами шероховатости микрорельефа поверхности в широких пределах.

2. На шлифованной поверхности стали с исходной микротвердостью 200 HV 0,1 и параме-

тром шероховатости $Ra = 0,6$ мкм проведением УЗУФО «углом вперед» формируется сильнодеформированный градиентный слой с существенно более высокой микротвердостью (500 HV 0,1) и меньшей шероховатостью ($Ra = 0,4$ мкм) поверхности, чем при стандартной ультразвуковой ударной обработке под углом $\alpha = 90^\circ$ с использованием смазки (260 HV 0,1; $Ra = 1,6$ мкм). УЗУФО «углом назад» обеспечивает максимальное упрочнение стали (до 620 HV 0,1), однако формирует поверхность с грубым микрорельефом ($Ra = 3,5$ мкм).

3. Методом атомно-силовой микроскопии установлено, что после всех режимов ультразвуковой обработки субмикрорельеф поверхности стали имеет подобную морфологию и близкий параметр шероховатости ($Ra = 0,03 \dots 0,04$ мкм).

Список литературы

1. Advanced characterization methods for wear resistant hard coatings: a review on recent progress / M. Tkadletz, N. Schalk, R. Daniel, J. Keckes, C. Czettl, C. Mitterer // *Surface & Coating Technology*. – 2016. – Vol. 285. – P. 31–46. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.016.
2. Получение упрочняющих покрытий из аморфизуемых сплавов FE-CR-SI-B-C лазерно-плазменными методами / М.Н. Хомяков, П.А. Пинаев, П.А. Стаценко, И.Б. Мирошниченко, Г.Н. Грачев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 21–34. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34.
3. Corrosion resistance of low-carbon steel modified by plasma nitriding and diamond-like carbon / C.P. Fenili, F.S. de Souza, G. Marin, S.M.H. Probst, C. Binder, A.N. Klein // *Diamond and Related Materials*. – 2017. – Vol. 80. – P. 153–161. – DOI: 10.1016/j.diamond.2017.11.001.
4. Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали / П.А. Скорынина, А.В. Макаров, А.И. Меньшаков, А.Л. Осинцева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 97–109. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109.
5. Блюментейн В.Ю., Кукареко В.А. Структурные превращения в поверхностном слое при обработке мультирадиусным деформирующим инструментом // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 2. –



C. 75–86. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-75-86.

6. Effect of shot peening using ultra-fine particles on fatigue properties of 5056 aluminum alloy under rotating bending / S. Kikuchi, Y. Nakamura, K. Nambu, M. Ando // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 652. – P. 279–286. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.076.

7. Experimental study on macro- and microstress state, microstructural evolution of austenitic and ferritic steel processed by shot peening / M. Chen, C. Jiang, Z. Xu, K. Zhan, V. Ji // *Surface & Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 359. – P. 511–519. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.097.

8. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 38–45. – DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.261.

9. Progress in mechanical properties of gradient structured metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment / X. Yang, H. Pan, J. Zhang, H. Gao, B. Shu, Y. Gong, X. Zhu // *Materials Transactions*. – 2019. – Vol. 60, iss. 8. – P. 1543–1552. – DOI: 10.2320/matertrans.MF201911.

10. Microstructure and surface properties of 17-4PH stainless steel by ultrasonic surface rolling technology / Q. Zhang, Z. Hu, W. Su, H. Zhou, C. Liu, Y. Yang, X. Qi // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 321. – P. 64–73. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.04.052.

11. Enhanced mechanical behaviors of gradient nano-grained austenite stainless steel by means of ultrasonic impact treatment / X. Yang, X. Wang, X. Ling, D. Wang // *Results in Physics*. – 2017. – Vol. 7. – P. 1412–1421. – DOI: 10.1016/j.rinp.2017.04.002.

12. The effect of ultrasonic impact treatment on the deformation behavior of commercially pure titanium under uniaxial tension / A.V. Panin, M.S. Kazachenok, A.I. Kozelskaya, R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, O.B. Perevalova, Yu.I. Pochivalov // *Materials & Design*. – 2017. – Vol. 117, iss. 5. – P. 371–381. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.006.

13. Патент 2643289 Российская Федерация. Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей / Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Буров С.В., Саврай П.А. – № 2016126583; заявл. 01.07.2016; опубл. 31.01.2018, Бюл. № 4. – 16 с.: ил.

14. Nanostructuring and surface hardening of structural steels by ultrasonic impact-frictional treatment / A.V. Makarov, R.A. Savrai, I.Yu. Malygina, E.G. Volkova, S.V. Burov // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2053, iss. 1. – P. 020006-1–020006-5. – DOI: 10.1063/1.5084352.

15. Lezhnin N.V., Makarov A.V., Luchko S.N. The effect of ultrasonic impact-frictional treatment on the surface roughness and hardening of 09Mn2Si constructional steel // *Letters on Materials*. – 2019. – Vol. 9, iss. 3. – P. 310–315. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-3-310-315.

16. Influence of multiple ultrasonic impact treatments on surface roughness and wear performance of SUS301 steel / L. Li, M. Kim, S. Lee, M. Bae, D. Lee // *Surface & Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 307. – P. 517–524. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.09.023.

17. Chamgordani S.A., Miresmaeili R., Aliofkhaeizadeh M. Improvement in tribological behavior of commercial pure titanium (CP-Ti) by surface mechanical attrition treatment (SMAT) // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 119. – P. 744–752. – DOI: 10.1016/j.triboint.2017.11.044.

18. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Morduk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // *Material Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 458. – P. 253–261. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.

19. Influence of re-ultrasonic impact treatment on fatigue behaviors of S690QL welded joints / Y. Liu, D. Wang, C. Deng, L. Xia, L. Huo, L. Wang, B. Gong // *International Journal of Fatigue*. – 2014. – Vol. 66. – P. 155–160. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.03.024.

20. Comparative study of the effects of surface mechanical attrition treatment and conventional shot peening on low cycle fatigue of a 316L stainless steel / J. Zhoua, D. Retrainta, Z. Suna, P. Kanouté // *Surface & Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 349. – P. 556–566. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.06.041.

21. Kovalevskaya Zh.G., Uvarin P.V., Tolmachev A.I. Some features of the formation of the surface microrelief of steel under ultrasonic finishing treatment // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2012. – Vol. 48, iss. 3. – P. 153–158. – DOI: 10.1134/S1061830912030047.

22. A two-step periodic micro-nano patterning process via ultrasonic impact treatment on a rough SUS301 stainless steel surface / L. Li, M. Kim, S. Lee, T. Kim, J. Lee, D. Lee // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 330. – P. 204–210. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.10.004.

23. Алехин В.П., Алехин О.В. Нанотехнология поверхностной упрочняющей и финишной обработки деталей из конструкционных и инструментальных сталей // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2007. – № 4 (13). – С. 2–13.

24. Mechanisms of surface roughening of commercial purity titanium during ultrasonic impact treatment / A.V. Panin, M.S. Kazachenok, A.I. Kozelskaya, R.R. Hairullin, E.A. Sinyakova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 647. – P. 43–50. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.08.086.

25. Зондовая микроскопия: применения и рекомендации по разработке / Б.А. Логинов, П.Б. Логинов, В.Б. Логинов, А.Б. Логинов // *Наноиндустрия*. – 2019. – Т. 12, № 6 (92). – С. 352–364.

26. *Makarov A.V., Korshunov L.G.* Metallophysical foundations of nanostructuring frictional treatment of steels // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2019. – Vol. 120, iss. 3. – P. 303–311. – DOI: 10.1134/S0031918X18120128.

27. On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue / J.O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen, J.M. McNaney, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2002. – Vol. 69. – P. 1425–1446. – DOI: 10.1016/S0013-7944(01)00152-7.

28. *Mordyuk B.N., Prokopenko G.I.* Ultrasonic impact peening for the surface properties' management // *Journal of Sound and Vibration*. – 2007. – Vol. 308. – P. 855–866. – DOI: 10.1016/j.jsv.2007.03.054.

29. *Arifvianto B., Mahardika M.* Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258. – P. 4538–4543. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.01.021.

Конфликт интересов

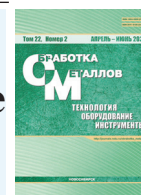
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The Effect of Ultrasonic Impact-Friction Treatment on a Surface Roughness of 09Mn2Si Structural Steel

Nikita Lezhnin^{1, a, *}, Alexey Makarov^{1, b}, Sergey Luchko^{1, c}, Boris Loginov^{2, d}, Artem Loginov^{3, e}

¹ M.N. Miheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 Sofia Kovalevskaya st., Yekaterinburg, 620219, Russian Federation

² National Research University of Electronic Technology - MIET, Bld. 1, Shokin Square, Zelenograd, Moscow, 124498, Russian Federation

³ Lomonosov Moscow State University, GSP-1, Leninskie Gory, Moscow, 119991, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-9483-6607>, nlezhnin@bk.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>, serojaluchko@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0001-5081-1424>, b-loginov@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-2090-5301>, loginov.ab15@physics.msu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 March 2020

Revised: 20 April 2020

Accepted: 11 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Surface strain hardening
 Ultrasonic impact treatment
 Surface roughness
 Structural steel

Funding

The research was carried out within the state assignment of Ministry of Education and Science of the Russian Federation on themes No. AAAA-A18-118020190116-6, supported by RFBR (project No. 18-38-00868).

ABSTRACT

Introduction. Ultrasonic impact-frictional treatment (UIFT) is a new method of surface strain hardening that improves the properties and refines the microstructure of the surface layer of metallic material. Unlike traditional ultrasonic impact treatment (UIT), the UIFT applies impacts with ultrasonic frequency at an acute angle α to the metal surface in order to activate the shear deformation mode. Oxygen-free atmosphere of argon enhances friction and prevents embrittlement of the diffusion-active deformed layer. A decrease of the angle α during the UIFT leads to a shift of the metal displaced by the tool towards the impact. Therefore, the tool position, oscillating with an ultrasonic frequency, with respect to the tool trajectory may have a profound effect on the surface microrelief. **Objective** is studying the influence of the impact direction on the roughness and hardening degree of the 09Mn2Si structural steel surface regarding the tool cross-feed during UIFT at an angle $\alpha = 50^\circ$ in the argon medium. **Research Methods** are following: microhardness measurements, atomic force microscopy (AFM), optical profilometry, optical microscopy and scanning electron microscopy with EBSD analysis. **Results and discussion.** After grinding, the steel surface microhardness is 200 HV0.1 and the arithmetic mean deviation of the surface profile is $Ra = 0.6 \mu\text{m}$. UIT at an angle $\alpha = 90^\circ$ in an industrial oil medium results in the surface hardening up to 260 HV0.1, while the Ra parameter increases to $1.6 \mu\text{m}$. UIFT with the impact vertical deviation towards the specimen cross-feed (forehand) provides a relatively uniform microrelief with $Ra = 0.4 \mu\text{m}$ and the deformed layer microhardness of up to 500 HV0.1. The tool deviation in the contrary direction towards the specimen cross-feed (backhand) increases the surface hardening degree (620 HV0.1), but leads to the formation of an advanced microrelief consisting of shifted metal displaced by the tool, as well as to the Ra parameter increase up to $3.5 \mu\text{m}$. At the same time, the submicrorelief roughness remains approximately at the same level ($Ra = 0.03\text{--}0.04 \mu\text{m}$) for all three hardening treatment methods. Thus, the angle and impact direction during ultrasonic hardening treatment are important technological parameters that allow long-range controlling of the surface microrelief with the UIFT applied as a finishing hardening treatment. UIFT is an effective method of surface hardening, intended to form a surface even with a lower roughness of the microprofile compared to that of a traditional grease-applied UIT.

For citation: Lezhnin N.V., Makarov A.V., Luchko S.N., Loginov B.A., Loginov A.B. The effect of ultrasonic impact-friction treatment on a surface roughness of 09Mn2Si structural steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 16–29. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-16-29. (In Russian).

* Corresponding author

Lezhnin Nikita V., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the UB RAS,
 18 S. Kovalevskaya St.,
 Ekaterinburg, 620108, Russian Federation
Tel.: +7-919-385-65-92, **e-mail:** nlezhnin@bk.ru

References

1. Tkadletz M., Schalk N., Daniel R., Keckes J., Czettel C., Mitterer C. Advanced characterization methods for wear resistant hard coatings: a review on recent progress. *Surface & Coating Technology*, 2016, vol. 285, pp. 31–46. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.016.
2. Khomyakov M.N., Pinaev P.A., Statsenko P.A., Miroshnichenko I.B., Grachev G.N. Poluchenie uprochnyayushchikh pokrytii iz amorfiziruemykh splavov FE-CR-SI-B-C lazerno-plazmennymi metodami [Formation of hardening coatings based on Fe-Cr-Si-B-C alloys with high glass-forming ability by laser-plasma methods]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 21–34. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34. (In Russian).
3. Fenili C.P., Souza F.S. de, Marin G., Probst S.M.H., Binder C., Klein A.N. Corrosion resistance of low-carbon steel modified by plasma nitriding and diamond-like carbon. *Diamond and Related Materials*, 2017, vol. 80, pp. 153–161. DOI: 10.1016/j.diamond.2017.11.001.
4. Skorynina P.A., Makarov A.V., Men'shakov A.I., Osintseva A.L. Vliyanie nizkotemperaturnoi tsementatsii v plazme elektronogo puchka na uprochnenie i sherokhovatost' poverkhnosti metastabil'noi austenitnoi stali [Effect of low-temperature carburization in electron beam plasma on the hardening and surface roughness of the metastable austenitic steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 97–109. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109. (In Russian).
5. Blumenstein V., Kukareko V. Strukturnye prevrashcheniya v poverkhnostnom sloe pri obrabotke mul'tiradiusnym deformiruyushchim instrumentom [Structural transformations in the surface layer during multiradius deforming tool processing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 75–86. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-75-86. (In Russian).
6. Kikuchi S., Nakamura Y., Nambu K., Ando M. Effect of shot peening using ultra-fine particles on fatigue properties of 5056 aluminum alloy under rotating bending. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 652, pp. 279–286. DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.076.
7. Chen M., Jiang C., Xu Z., Zhan K., Ji V. Experimental study on macro- and microstress state, microstructural evolution of austenitic and ferritic steel processed by shot peening. *Surface & Coatings Technology*, 2019, vol. 359, pp. 511–519. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.097.
8. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 38–45. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.261.
9. Yang X., Pan H., Zhang J., Gao H., Shu B., Gong Y., Zhu X. Progress in mechanical properties of gradient structured metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Transactions*, 2019, vol. 60, iss. 8, pp. 1543–1552. DOI: 10.2320/matertrans.MF201911.
10. Zhang Q., Hu Z., Su W., Zhou H., Liu C., Yang Y., Qi X. Microstructure and surface properties of 17-4PH stainless steel by ultrasonic surface rolling technology. *Surface & Coatings Technology*, 2017, vol. 321, pp. 64–73. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.04.052.
11. Yang X., Wang X., Ling X., Wang D. Enhanced mechanical behaviors of gradient nano-grained austenite stainless steel by means of ultrasonic impact treatment. *Results in Physics*, 2017, vol. 7, pp. 1412–1421. DOI: 10.1016/j.rinp.2017.04.002.
12. Panin A.V., Kazachenok M.S., Kozelskaya A.I., Balokhonov R.R., Romanova V.A., Perevalova O.B., Pochivalov Yu.I. The effect of ultrasonic impact treatment on the deformation behavior of commercially pure titanium under uniaxial tension. *Materials & Design*, 2017, vol. 117, iss. 5, pp. 371–381. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.006.
13. Makarov A.V., Malygina I.Yu., Burov S.V., Savraj R.A. *Sposob ultrazvukovoi uprochniauchei obrabotki detalей* [Method of ultrasonic simple processing of details]. Patent RF, no. 2643289, 2018.
14. Makarov A.V., Savraj R.A., Malygina I.Yu., Volkova E.G., Burov S.V. Nanostructuring and surface hardening of structural steels by ultrasonic impact-frictional treatment. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2053, iss. 1, pp. 020006-1–020006-5. DOI: 10.1063/1.5084352.
15. Lezhnin N.V., Makarov A.V., Luchko S.N. The effect of ultrasonic impact-frictional treatment on the surface roughness and hardening of 09Mn2Si constructional steel. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9, iss. 3, pp. 310–315. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-3-310-315.
16. Li L., Kim M., Lee S., Bae M., Lee D. Influence of multiple ultrasonic impact treatments on surface roughness and wear performance of SUS301 steel. *Surface & Coatings Technology*, 2016, vol. 307, pp. 517–524. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.09.023.

17. Chamgordani S.A., Miresmaeili R., Aliofkhazraei M. Improvement in tribological behavior of commercial pure titanium (CP-Ti) by surface mechanical attrition treatment (SMAT). *Tribology International*, 2018, vol. 119, pp. 744–752. DOI: 10.1016/j.triboint.2017.11.044.
18. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I., Vasylyev M.A., Iefimov M.O. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel. *Material Science and Engineering: A*, 2007, vol. 458, pp. 253–261. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
19. Liu Y., Wang D., Deng C., Xia L., Huo L., Wang L., Gong B. Influence of re-ultrasonic impact treatment on fatigue behaviors of S690QL welded joints. *International Journal of Fatigue*, 2014, vol. 66, pp. 155–160. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.03.024.
20. Zhoua J., Retrainta D., Suna Z., Kanouté P. Comparative study of the effects of surface mechanical attrition treatment and conventional shot peening on low cycle fatigue of a 316L stainless steel. *Surface & Coatings Technology*, 2018, vol. 349, pp. 556–566. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.06.041.
21. Kovalevskaya Zh.G., Uvarin P.V., Tolmachev A.I. Some features of the formation of the surface microrelief of steel under ultrasonic finishing treatment. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, vol. 48, iss. 3, pp. 153–158. DOI: 10.1134/S1061830912030047.
22. Li L., Kim M., Lee S., Kim T., Lee J., Lee D. A two-step periodic micro-nano patterning process via ultrasonic impact treatment on a rough SUS301 stainless steel surface. *Surface & Coatings Technology*, 2017, vol. 330, pp. 204–210. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.10.004.
23. Alekhin V.P., Alekhin O.V. Nanotekhnologiya poverkhnostnoi uprochnyayushchei i finishnoi obrabotki detalей iz konstruksionnykh i instrumental'nykh stalei [Nanotechnology of surface hardening and finishing processing of parts from structural and tool steels]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie = Mechanical engineering and engineering education*, 2007, no. 4 (13), pp. 2–13.
24. Panin A.V., Kazachenok M.S., Kozelskaya A.I., Hairullin R.R., Sinyakova E.A. Mechanisms of surface roughening of commercial purity titanium during ultrasonic impact treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 647, pp. 43–50. DOI: 10.1016/j.msea.2015.08.086.
25. Loginov B.A., Loginov P.B., Loginov V.B., Loginov A.B. Zondovaya mikroskopiya: primeneniya i rekomendatsii po razrabotke [Probe microscopy: applications and development recommendations]. *Nanoindustriya = Nanoindustry*, 2019, vol. 12, no. 6 (92), pp. 352–364.
26. Makarov A.V., Korshunov L.G. Metallophysical foundations of nanostructuring frictional treatment of steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, iss. 3, pp. 303–311. DOI: 10.1134/S0031918X18120128.
27. Peters J.O., Boyce B.L., Chen X., McNaney J.M., Hutchinson J.W., Ritchie R.O. On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 2002, vol. 69, pp. 1425–1446. DOI: 10.1016/S0013-7944(01)00152-7.
28. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties' management. *Journal of Sound and Vibration*, 2007, vol. 308, pp. 855–866. DOI: 10.1016/j.jsv.2007.03.054.
29. Arifvianto B., Mahardika M. Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 258, pp. 4538–4543. DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.01.021.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Морфология и химический состав поверхности титанового сплава на начальном этапе шлифования кругом из кубического нитрида бора

Владимир Носенко^{а, *}, Александр Фетисов^б, Семен Кузнецов^с

Волжский политехнический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса, 42а, г. Волжский, 404121, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-5074-1099>,  vladim.nosenko2014@yandex.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0001-7388-7931>,  fetisov@volpi.ru,
^с  <https://orcid.org/0000-0002-6924-3380>,  cemen1894@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.92

История статьи:

Поступила: 20 марта 2020
 Рецензирование: 20 апреля 2020
 Принята к печати: 14 мая 2020
 Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Морфология поверхности
 Химический состав
 Рентгеноспектральный микроанализ
 Шлифование
 Титановый сплав
 Кубический нитрид бора
 Корунд
 Керамическая связка

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта №19-38-90322/19

АННОТАЦИЯ

Введение. Интенсивное адгезионное взаимодействие считается одной из основных причин плохой обрабатываемости титановых сплавов шлифованием и взаимопереноса контактируемых материалов. Продукты износа шлифовального круга, внедренные в обработанную поверхность, являются концентраторами напряжений, что при эксплуатации изделий в условиях знакопеременных нагрузок существенно снижает усталостную прочность материала. Данное направление исследований активно развивается и базируется на последних мировых достижениях в области контроля качества поверхности. В большей степени взаимоперенос материалов рассмотрен при шлифовании кругами из карбида кремния, в меньшей – кругами из сверхтвердых материалов. **Цель работы:** исследование морфологии и химического состава поверхности титанового сплава после шлифования кругом из кубического нитрида бора на керамической связке с использованием последних мировых достижений в области контроля качества поверхности. **Методы.** Состояние рельефа и химический состав обработанных поверхностей титанового сплава BT1-00 исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе FEI Versa 3D LoVac непосредственно после правки шлифовального круга и после удаления заданного припуска. Шлифование выполняли на прецизионном профилировальном станке CHEVALIER мод. Smart-B1224III. **Результаты и обсуждение.** Состояние обработанной поверхности, полученное непосредственно после правки шлифовального круга, свидетельствует о достаточно интенсивном взаимодействии инструмента с обрабатываемым металлом. С увеличением продолжительности обработки состояние поверхности улучшается. На основании морфологических исследований на поверхности обнаружены продукты износа абразивного инструмента. Определены их размеры и отличительные характеристики. Методом микрорентгеноспектрального анализа установлен химический состав фрагментов кристаллов. По атомарному содержанию химических элементов объекты разделены на три группы. **Выводы.** Экспериментально доказано присутствие на поверхности титанового сплава продуктов износа абразивного инструмента из CBN на керамической связке: кристаллы CBN, наполнитель (корунд) и керамическая связка. Продукты износа внедрены в обработанную поверхность.

Для цитирования: Носенко В.А., Фетисов А.В., Кузнецов С.П. Морфология и химический состав поверхности титанового сплава на начальном этапе шлифования кругом из кубического нитрида бора // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 30–40. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-30-40.

Введение

Основной причиной плохой обрабатываемости титановых сплавов шлифованием является высокая адгезионная активность титана во взаимодействии с абразивным материалом

*Адрес для переписки

Носенко Владимир Андреевич, д.т.н., профессор, зав. кафедрой ВТО.
 Волжский политехнический институт (филиал)
 Волгоградского государственного технического университета
 ул. Энгельса, 42а,
 404121, г. Волжский, Россия
 Тел.: +7-904-403-31-74, e-mail: vladim.nosenko2014@yandex.ru

и склонность сплавов к образованию прижогов на обработанной поверхности [1–3]. Проблемы возникают и при обработке содержащих титан композитных материалов [4, 5]. Повышение эффективности обработки достигается использованием оптимальных (рациональных) характеристик абразивных инструментов, режимов шлифования и правки [6–8], введением в зону контакта заготовка – инструмент специальных СОТС [7, 9, 10]. В наибольшей степени влияние СОТС проявляется по сравнению со шлифованием без ее применения [11].

Методика исследований

Одним из направлений повышения эффективности обработки титановых сплавов считается использование шлифовальных кругов из более инертных абразивных материалов. Интенсивность химического и адгезионного взаимодействия абразивных материалов с титаном уменьшается в направлении от корунда к карбиду кремния и сверхтвёрдым материалам: кубическому нитриду бора и алмазу [12]. Использование при шлифовании титанового сплава кругов из кубического нитрида бора (CBN) на керамической связке по сравнению, например, с кругами из карбида кремния обеспечивает повышение коэффициента шлифования почти на порядок, снижает силовую и тепловую напряжённость в зоне резания, вероятность появления дефектов поверхностного слоя [7, 12–16].

В результате достаточно высокой адгезионной активности титана к карбиду кремния при шлифовании кругом из карбида кремния возможен перенос продуктов износа абразивного инструмента на обработанную поверхность [1, 6, 11, 17–19].

Особый интерес представляют исследования контактного взаимодействия алмаза и CBN с металлами. Показано, что CBN в экстремальных условиях вступает в реакции с ниобием, молибденом и хромом [20]. Наиболее существенные изменения химического состава контактируемых поверхностей происходят в тончайших поверхностных слоях на наноуровне. Поэтому без изучения химического состава в нанослоях контактируемых поверхностей с использованием современной приборной базы невозможно получить объективную картину взаимодействия инструментального и обрабатываемого материала в условиях трения-резания.

Цель работы: исследование морфологии и химического состава поверхности титанового сплава после шлифования кругом из CBN на керамической связке с использованием последних мировых достижений в области контроля качества поверхности.

Состояние рельефа и химический состав в нанослоях контактируемых поверхностей исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе FEI Versa 3D LoVac. Микрорентгеноспектральный анализ объектов выполняли в камере микроскопа.

В качестве обрабатываемого материала выбран титановый сплав BT1-00, основным химическим элементом которого является титан – около 99,5 % (см. таблицу). Остальные химические элементы содержатся в виде примесей.

Для исследования подготовлены два типа заготовок. Размер обрабатываемой поверхности основной заготовки 100×10 мм. Для исследования морфологии и химического состава шлифованной поверхности на электронном микроскопе использовали заготовки малого размера с обрабатываемой поверхностью 10×8 мм (образец-свидетель).

Типоразмер и характеристика шлифовального круга из кубического нитрида бора: 1A1 350×20×127 CBN30 B251 K V. Правку круга осуществляли алмазной иглой 3908-0031 ГОСТ 17564–85. Режимы правки: осевая подача – 200 мм/мин, радиальная подача – 0,005 мм/ход, припуск на основном образце 0,5 мм, на образце-свидетеле – 0,02 мм.

Шлифование выполняли на прецизионном профишлифовальном станке CHEVALIER с числовым программным управлением мод. Smart-B1224III. Для охлаждения использовали полусинтетическую СОЖ Лукойл Фрео MS 3050 EP. Режим обработки: скорость шлифования – 35 м/с, скорость продольной подачи стола – 12 м/мин, радиальная подача – 0,01 мм/ход. Первый проход на каждом из образцов выполняли на встречной подаче.

Состояние и химический состав обработанной поверхности исследовали на образцах-свидетелях непосредственно после правки шлифовального круга и после удаления заданного припуска с основного образца.

Результаты химического анализа обрабатывали методами математической статистики.

Химический состав титанового сплава BT1-00, ГОСТ 19807 (Россия)

Chemical composition of titanium alloy VT1-00, GOST 19807 (Russia)

Ti	Al	C	Si	N	Fe	O	H	Прочие примеси
Основа	–	0,05	0,08	0,04	0,15	0,1	0,008	0,1

Результаты и их обсуждение

Первоначальное состояние рабочей поверхности абразивного инструмента формируется в процессе правки.

Согласно принятой методике исследований на образце-свидетеле, предназначенном для исследований морфологии и химического состава обработанной поверхности после правки абразивного инструмента, делали четыре прохода. За один проход на заготовке длиной 10 мм с учетом врезания шлифовальный круг совершает около 1,9 оборотов. На последнем четвертом проходе состояние обработанной поверхности формируется за 5,7–7,6 оборотов шлифовального круга. Допускаем, что за 6–8 оборотов шлифовального круга рабочая поверхность абразивного инструмента не претерпевает существенных изменений. Исходное состояние рабочей поверхности шлифовального круга и обработанной поверхности титанового сплава в данном случае определяется характеристикой инструмента, условиями правки и шлифования.

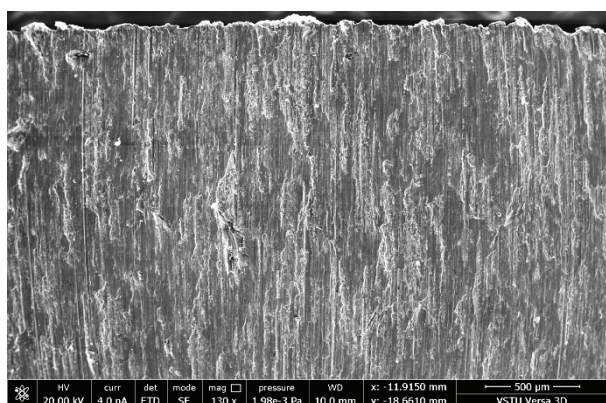
После шлифования образца-свидетеля переходили к шлифованию основной заготовки и завершали процесс шлифованием второго образца-свидетеля.

Состояние обработанной поверхности, полученное непосредственно после правки шлифовального круга, свидетельствует о достаточно интенсивном взаимодействии инструмента с обрабатываемым металлом (рис. 1, а). С увеличением продолжительности обработки состояние

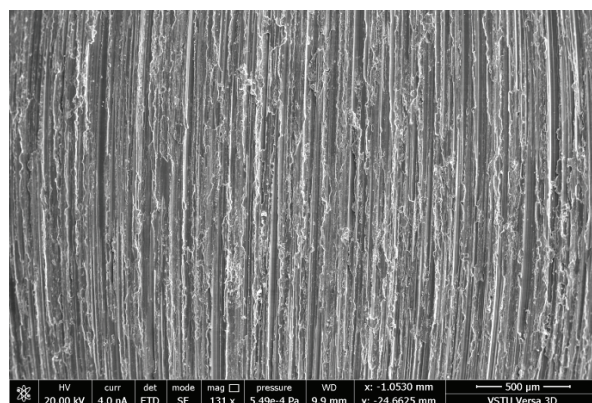
поверхности улучшается (рис. 1, б). На обработанной поверхности, сформированной после удаления припуска с основной заготовки, хорошо различимы царапины, оставляемые вершинами зерен шлифовального круга.

Объемное представление о состоянии поверхности дают электронные фотографии, полученные при съемке под углом. В рассматриваемом примере (рис. 2) угол наклона составляет 45° . Базовое увеличение по сравнению с рис. 1 возросло в 12 раз. На фрагментах обработанных поверхностей почти нет следов царапания вершинами абразивных зерен, что свидетельствует об интенсивном адгезионно-когезионном взаимодействии контактируемых поверхностей. При взаимодействии вершины зерна с обрабатываемым титановым сплавом металл налипает на вершину зерна и при последующих контактах в результате когезионного взаимодействия с основным металлом переносится на обработанную поверхность. В отдельных участках поверхности встречаются инородные тела 1 (рис. 2, б), которые, как будет показано далее, являются продуктами износа абразивного инструмента.

На рис. 3, а представлена электронная фотография предполагаемого кристаллического тела 1, изображенного на рис. 2, б. Фотография объекта сделана в направлении, перпендикулярном к обработанной поверхности. Объект вдавлен в обработанную поверхность и состоит из нескольких кристаллов, покрытых трещинами. Периметр углубления, в котором расположены кристаллы,



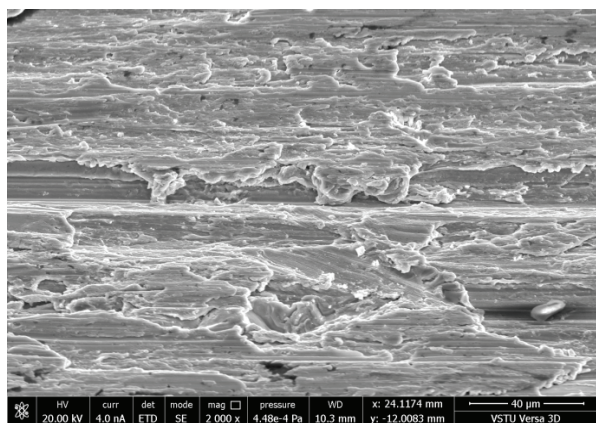
а



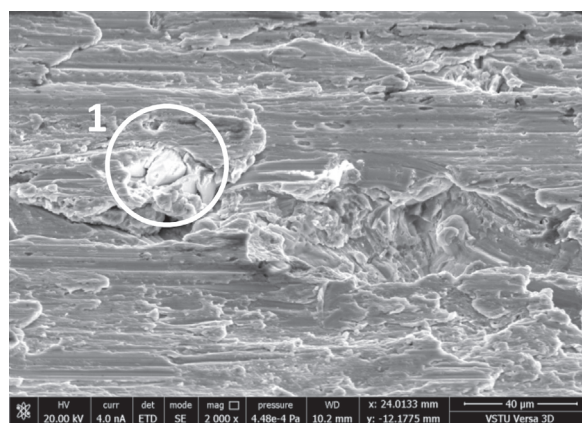
б

Рис. 1. Состояние обработанной поверхности, полученное непосредственно после правки шлифовального круга (а) и в конце периода обработки (б)

Fig. 1. The condition of the treated surface obtained immediately after the grinding wheel (a) and at the end of the processing period (b)



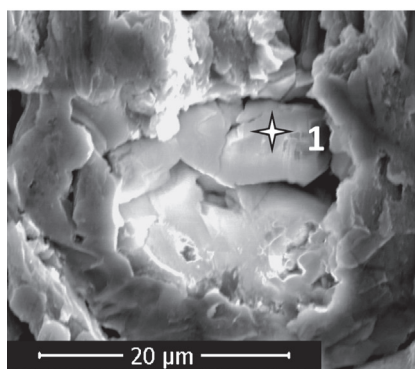
a



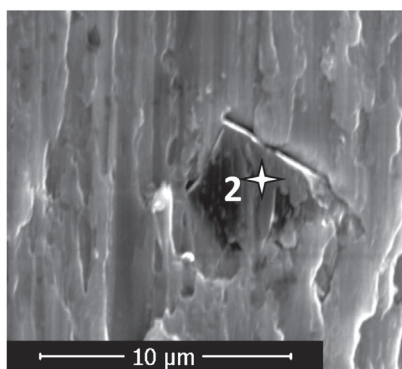
б

Рис. 2. Состояние обработанной поверхности при съемке под углом 45°, базовое увеличение

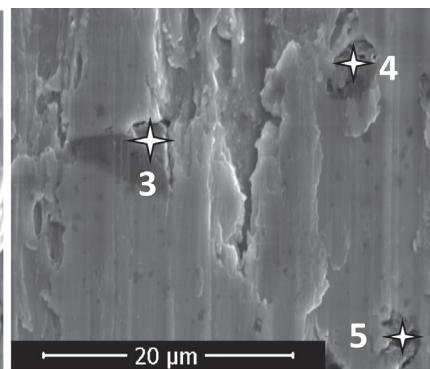
Fig. 2. The state of the treated surface when shooting at an angle of 45°, base magnification



a



б



в

Рис. 3. Электронные фотографии участков обработанной поверхности с предполагаемыми кристаллическими продуктами износа шлифовального круга

Fig. 3. Electronic images of areas of the treated surface with assumed crystalline wear products of the grinding wheel

по форме близок к окружности. Средний диаметр окружности составляет около 16 мкм.

Присутствие предполагаемых продуктов износа шлифовального круга обнаружено и на других участках обработанной поверхности (рис. 3, б и в).

Наибольшие размеры кристалла 2 (см. рис. 3, б) по осям координат равны соответственно 5,9 и 6,3 мкм. На рис. 3, в выделены три кристалла. Размеры кристалла 3 по осям координат соответственно составляют 9,5 и 7 мкм, 4,4 и 5,2 мкм, кристалла 5 – 3,3 и 4,8 мкм. Кристаллы 2–5 окрашены в темно-серый цвет. Группа кристаллов, показанных на рис. 3, а, отличается светлой окраской и более округлыми гранями.

Электронные фотографии посторонних включений на поверхности титановых сплавов

и композитов, содержащих титан, после шлифования кругами из CBN на керамической связке приведены также в работах [20–22]. На основании преимущественно морфологического анализа включений их относят к кристаллам кубического нитрида бора.

Абразивный инструмент из кубического нитрида бора в общем случае состоит из порошков кубического нитрида бора, наполнителя и связки. В процессе спекания связка превращается в кристаллоподобную массу. В качестве наполнителей могут быть использованы порошки, например корунда, карбида кремния или их смеси. Таким образом, продуктами износа абразивного инструмента из CBN на керамической связке являются кристаллы CBN, наполнителя (корунд, карбид кремния, другие материалы, их смеси)

и связка. В наших исследованиях в круге из кубического нитрида бора в качестве наполнителя использован корунд.

Рентгеноспектральный анализ выбранных объектов выполнен в точках 1–5 (номера точек совпадают с номерами выбранных объектов). По внешнему виду рентгенограмм (рис. 4) объекты можно разделить на три группы. К первой группе относится объект 1, где обнаружено только два химических элемента: кислород и алюминий (рис. 4, а). Вторая группа представлена объектами 2–4, в которой выделено восемь химических элементов: В, N,

С, О, Ti, Mg, Al, Si. Вторая группа объектов представлена двумя диаграммами объектов 2 (рис. 4, б) и 4 (рис. 4, в). Третья группа включает объект 5, содержащий пять химических элементов: Na, O, Ti, Al, Si (рис. 4, г).

Содержание кислорода и алюминия в объекте 1 соответственно 61,8 и 38,2 Atomic % (рис. 5, а), что в пересчете на количество атомов с погрешностью до одной десятой доли атома соответствует молекуле корунда Al_2O_3 . Таким образом, на основании результатов рентгеноспектрального анализа объект 1 следует считать кристаллом корунда.

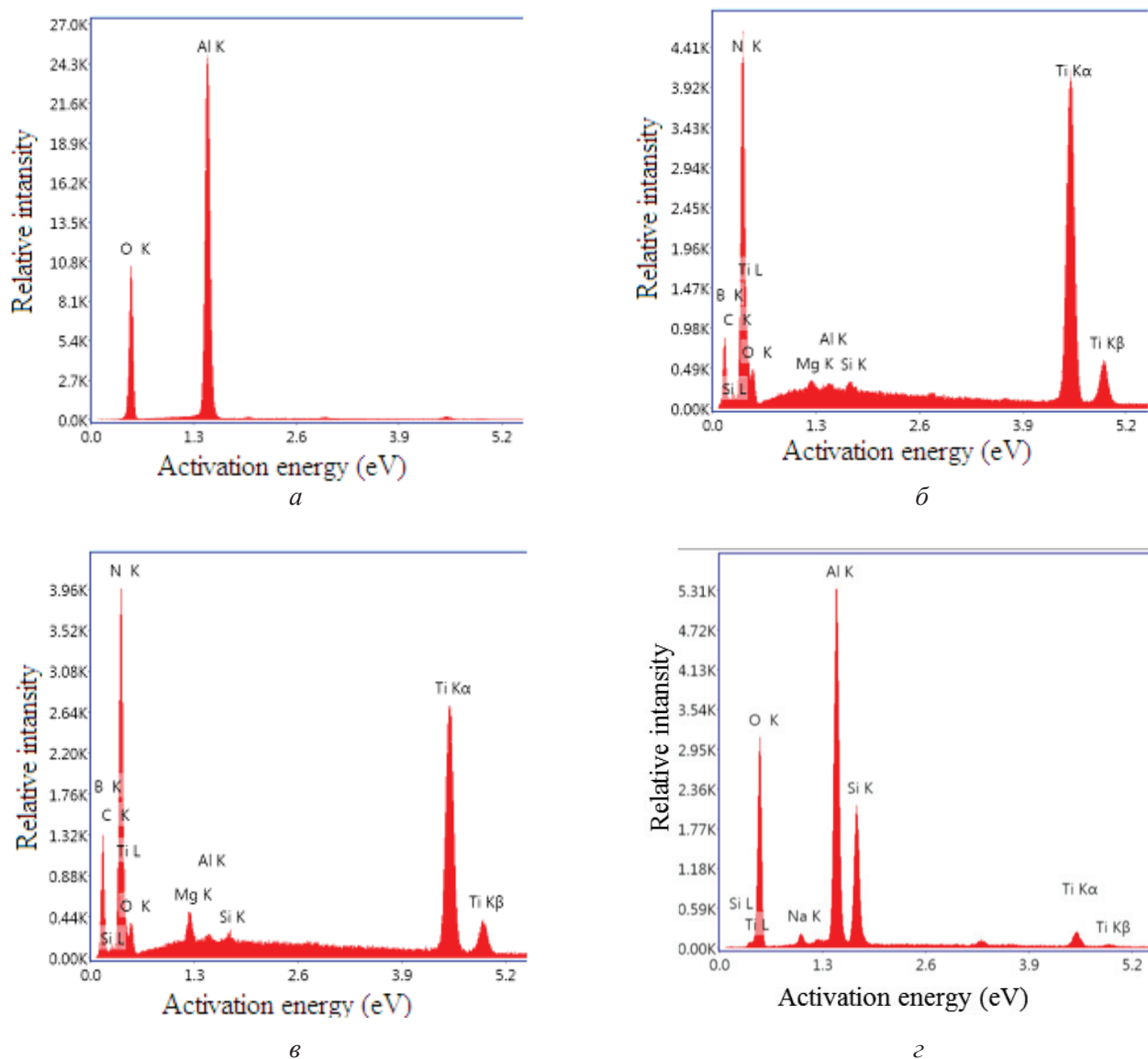


Рис. 4. Рентгенограммы продуктов износа шлифовального круга:

а – точка 1; б – точка 2; в – точка 4; г – точка 5

Fig. 4. Radiographs of grinding wheel wear products:

а – spot 1; б – spot 2; в – spot 4; г – spot 5

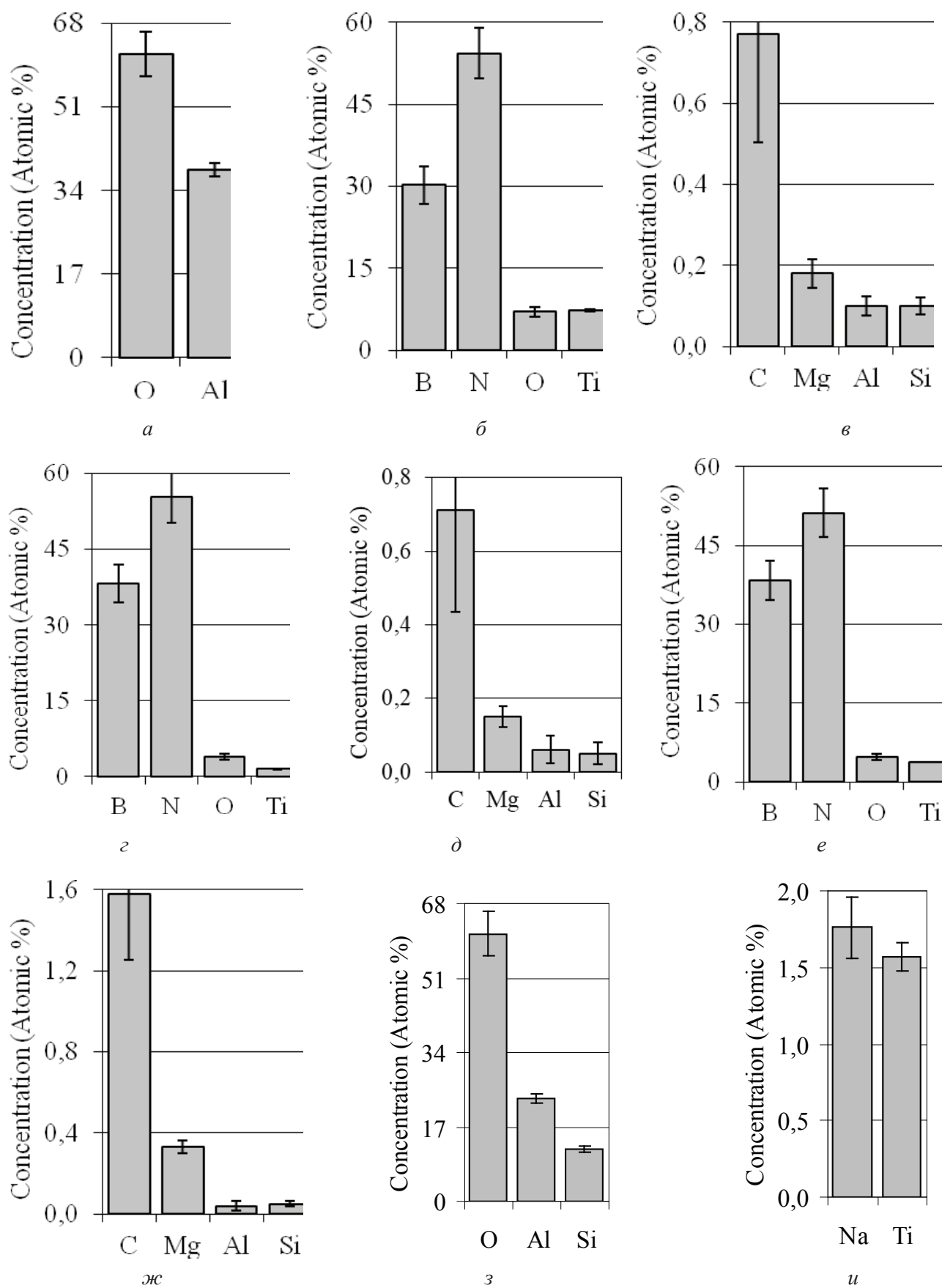


Рис. 5. Концентрация химических элементов в исследуемых объектах:

a – точка 1; *б, в* – точка 2; *г, д* – точка 3; *ж* – точка 4; *з, и* – точка 5

Fig. 5. Concentration of chemical elements in the studied objects:

a – spot 1; *б, в* – spot 2; *г, д* – spot 3; *ж* – spot 4; *з, и* – spot 5

Неоднозначная ситуация по концентрации химических элементов наблюдается в материале объектов 2–4 (рис. 5, б–ж). О возможности отнесения материала данных объектов к кубическому нитриду бора (CBN) свидетельствует достаточно большая концентрация атомов бора и азота, соответственно 30–38 и 51–55 Atomic %.

Суммарная концентрация атомов бора и азота в общем количестве атомов других элементов составляет 85...90 %. Если к данному количеству атомов добавить атомы титана, концентрация элементов достигает 92...95 %. Около 4...7 % приходится на атомы кислорода и около 0,7...1,6 % – на атомы углерода, что в сумме с атомами В, N, Ti и О составит 99,6...99,7 %. Оставшаяся часть (около 0,4 %) приходится на Mg, Al и Si. Концентрация Mg, Al и Si в некоторых объектах настолько мала, что доверительный интервал на среднюю концентрацию атомов превышает 50 %. Из этого следует, что основными химическими элементами объектов 2–4 являются В, N, Ti, О, С. Результаты морфологического анализа и высокая концентрация бора и азота позволяют считать данные объекты кристаллами CBN.

Химический состав объекта 5 представлен на диаграммах, изображенных на рис. 5, з и и. Более 60 % концентрации составляют атомы кислорода, около 23 и 12 Atomic % – атомы соответственно алюминия и кремния, около 2 Atomic % – атомы натрия и титана.

Относительно высокое содержание кремния в совокупности с алюминием и кислородом позволяет предположить, что объект 5 является фрагментом керамической связи. Точный элементный состав современных керамических связок является коммерческой тайной. Об их химическом составе можно судить на основании, например, работ [23, 24]. В состав связок кроме SiO_2 и Al_2O_3 , являющихся основными компонентами, могут входить окислы щелочно-земельных (Mg, Ca, Ba), щелочных (K, Na, Li) и *d*-переходных металлов (Ti, Zr). Исходя из этого источником алюминия, кремния и магния в объектах 2–4 может быть связка, присутствующая на кристаллах CBN.

Выводы

Интенсивность адгезионного взаимодействия абразивного инструмента с обрабатываемым материалом в рассмотренных условиях

обработки в начальный период шлифования значительно больше, чем после удаления всего объема металла.

При шлифовании титанового сплава в первый период шлифования на 6–8 оборотах круга происходит перенос продуктов износа абразивного инструмента: кристаллов кубического нитрида бора, наполнителя (электрокорунд), керамической связи.

Присутствие кристаллов кубического нитрида бора, наполнителя (электрокорунд) и керамической связи подтверждено результатами морфологического и микрорентгеноспектрального анализа.

Список литературы

1. Носенко В.А. К вопросу об интенсивности контактного взаимодействия *d*-переходных металлов с карбидом кремния при шлифовании // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2002. – № 5. – С. 78–84.
2. Xu X., Yu Y., Huang H. Mechanisms of abrasive wear in the grinding of titanium (TC4) and nickel (K417) alloys // Wear. – 2003. – Vol. 255. – P. 1421–1426. – DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00163-7.
3. Evaluation of workpiece surface integrity following point grinding of advanced titanium and nickel based alloys / D. Curtis, S.L. Soo, D.K. Aspinwall, A. Mantle // Procedia CIRP. – 2016. – Vol. 45. – P. 47–50. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.343.
4. Pramanik A., Zhang L.C., Arsecularatne J.A. Machining of metal matrix composites: effect of ceramic particles on residual stress, surface roughness and chip formation // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2008. – Vol. 48. – P. 1613–1625. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2008.07.008.
5. Liu J., Li J., Xu C. Interaction of the cutting tools and the ceramic-reinforced metal matrix composites during micro-machining: a review // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2014. – Vol. 7, iss. 2. – P. 55–70. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2014.01.003.
6. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Koryazhkin A.A. The effect of the operating speed and wheel characteristics on the surface quality at creep-feed grinding titanium alloys // Solid State Phenomena. – 2018. – Vol. 284. – P. 369–374. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.369.
7. Справочник технолога / под общ. ред. А.Г. Суслова. – М.: Инновационное машиностроение, 2019. – 800 с. – ISBN 978-5-907104-23-5.
8. Реченко Д.С. Обработка титановых и жаропрочных сплавов высокоскоростным шлифова-



нием // Омский научный вестник. – 2008. – № 4. – С. 59–61.

9. Митрофанов А.П., Носенко В.А. Исследование технологии микродозированной подачи смазочных композиций с наночастицами при шлифовании жаропрочного сплава с дополнительным воздушным охлаждением // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 6–18. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-6-18.

10. Ермолаев В.К. Развитие техники подачи СОЖ при шлифовании // РИТМ машиностроения. – 2019. – № 7. – С. 12–18.

11. Surface-layer composition of titanium alloy after dry grinding by a silicon-carbide wheel / S.V. Nosenko, V.A. Nosenko, A.A. Krutikova, L.L. Kremenetskii // Russian Engineering Research. – 2015. – Vol. 35, iss. 7. – P. 554–557. – DOI: 10.3103/S1068798X15070163.

12. Бокучава Г.В. Трибология процесса шлифования. – Тбилиси: Сабчота Сакартвело, 1984. – 238 с.

13. Кремень З.И., Юрьев В.Г. Шлифование суперпластиками высокопластичных сплавов. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – 167 с.

14. Макаров В.Ф., Сакаев А.Х. Профильное глубинное шлифование лопаток турбин на станке с ЧПУ с непрерывной правкой круга // Вестник УГАТУ. – 2012. – № 4. – С. 52–58.

15. Полетаев В.А., Цветков Е.В. Качество поверхностного слоя лопаток компрессоров из титана при многокоординатном глубинном шлифовании // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2017. – № 12. – С. 15–19.

16. Фёдоров Д.Г., Скуратов Д.Л. Экспериментальное исследование качества поверхностного слоя и сил резания при плоском шлифовании титанового сплава ВТ6 // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2014. – № 3. – С. 400–408. – DOI: 10.18287/2412-7329-2015-14-3-400-408.

17. Investigation of the effect of grinding parameters on surface quality in grinding of TC4 titanium alloy / Z. Tao, Y. Shi, L. Sampsa, J. Zhou // Procedia

Manufacturing. – 2017. – Vol. 11. – P. 2131–2138. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.344.

18. Grinding of Ti₂AlNb intermetallics using silicon carbide and alumina abrasive wheels: tool surface topology effect on grinding force and ground surface quality / X. Xi, T. Yu, W. Ding, J. Xu // Precision Engineering. – 2018. – Vol. 53. – P. 134–145. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2018.03.007.

19. Surface grinding of Ti-6Al-4V Surface grinding of Ti-6Al-4V alloy with SiC abrasive wheel at various cutting conditions / A. Mello, R.B. de Silva, A.R. Machado, R.V. Gelamo, A.E. Diniz, R.F.M. de Oliveira // Procedia Manufacturing. – 2017. – Vol. 10. – P. 590–600. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.057.

20. On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: imitational experiments / V. Bushlya, A. Bjerke, V.Z. Turkevich, F. Lenrick, I.A. Petrussha, K.A. Cherednichenko, J.-E. Ståhl // Journal of the European Ceramic Society. – 2019. – Vol. 39. – P. 2658–2665. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.002.

21. Grinding behavior and surface appearance of (TiCp+TiBw)/Ti-6Al-4V titanium matrix composites / W. Ding, B. Zhao, J. Xu, Ch. Yang, Y. Fu, H. Su // Chinese Journal of Aeronautics. – 2014. – Vol. 27. – P. 1334–1342. – DOI: 10.1016/j.cja.2014.08.006.

22. Effect of grain wear on material removal behaviour during grinding of Ti-6Al-4V titanium alloy with single aggregated cBN grain / B. Zhao, W. Ding, Y. Zhou, H. Su, J. Xu // Ceramics International, – 2019. – Vol. 45. – P. 14842–14850. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.04.215.

23. Macerol N., Franca L.F.P., Krajnik P. Effect of the grit shape on the performance of vitrified-bonded CBN grinding wheel // Journal of Materials Processing Technology. – 2019. – Vol. 277. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116453.

24. Herman D., Krzos J. Influence of vitrified bond structure on radial wear of cBN grinding wheels // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209. – P. 5377–5386. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2009.03.013.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Morphology and Chemical Composition of the Titanium Alloy Surface at the Initial Stage of Grinding with a Cubic Boron Nitride Wheel

Vladimir Nosenko^{a, *}, Aleksandr Fetisov^b, Semen Kuznetsov^c

Volzhsky Polytechnic Institute (Branch), Volgograd State Technical University, 42a Engelsa Street, Volzhsky, 404121, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-5074-1099>, vladim.nosenko2014@yandex.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-7388-7931>, fetisov@volpi.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-6924-3380>, cemen1894@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 March 2020

Revised: 20 April 2020

Accepted: 14 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Surface morphology
 chemical composition
 X-ray spectral microanalysis
 Grinding
 Titanium alloy
 Cubic boron nitride
 Corundum
 Ceramic bond

Funding

The reported study was funded by RFBR, project number 19-38-90322/19

ABSTRACT

Introduction. Intensive adhesive interaction is considered to be one of the main reasons for poor machining of titanium alloys by grinding and mutual transfer of materials in contact. Wear products of the grinding wheel embedded in the treated surface are stress concentrators, which significantly reduces the fatigue strength of the material when operating products under alternating loads. This research area is actively developing and is based on the latest world achievements in the field of surface quality control. To a greater extent, the mutual transfer of materials is considered when grinding wheels made of silicon carbide, to a lesser extent – with wheels made of superhard materials. **Objective.** Investigation of the morphology and chemical composition of the surface of a titanium alloy after grinding with a wheel of cubic boron nitride on a ceramic bond using the latest world achievements in the field of surface quality control. **Methods.** The state of the relief and chemical composition of the treated surfaces of the titanium alloy VT1-00 are studied using a FEI Versa 3D LoVac raster two-beam electron microscope immediately after the grinding wheel was corrected and after the specified allowance was removed. Grinding is performed on a precision profile grinding machine CHEVALIER mod. Smart-B1224III. **Results and discussion.** The condition of the treated surface, obtained immediately after the grinding wheel is corrected, indicates a fairly intensive interaction of the tool with the metal being processed. As the processing time increases, the surface condition improves. Based on morphological studies, wear products of the abrasive tool are found on the surface. Its sizes and distinctive characteristics are determined. By the method of microprobe analysis the chemical composition is established fragments of crystals. According to the atomic content of chemical elements, objects are divided into three groups. **Conclusions.** The presence of wear products of CBN abrasive tools on a ceramic bundle on the surface of a titanium alloy is experimentally proved: CBN crystals, filler (corundum) and a ceramic bundle. Wear products are embedded in the treated surface.

For citation: Nosenko V.A., Fetisov A.V., Kuznetsov S.P. Morphology and chemical composition of the titanium alloy surface at the initial stage of grinding with a cubic boron nitride wheel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 30–40. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-30-40. (In Russian).

References

1. Nosenko V.A. K voprosu ob intensivnosti kontaktnogo vzaimodeistviya d-perekhodnykh metallov s karbidom kremniya pri shlifovanii [On contact interaction intensity of d-transition metals with silicon carbide in grinding]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin = Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2002, no. 5, pp. 78–84. (In Russian).
2. Xu X., Yu Y., Huang H. Mechanisms of abrasive wear in the grinding of titanium (TC4) and nickel (K417) alloys. *Wear*, 2003, vol. 255, pp. 1421–1426. DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00163-7.

* Corresponding author

Nosenko Vladimir A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Volzhsky Polytechnic Institute (Branch), Volgograd
 State Technical University,
 42a Engelsa Street,
 404121, Volzhsky, Russian Federation
 Tel.: +7-904-403-31-74, e-mail: vladim.nosenko2014@yandex.ru



3. Curtis D., Soo S.L., Aspinwall D.K., Mantle A. Evaluation of workpiece surface integrity following point grinding of advanced titanium and nickel based alloys. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 45, pp. 47–50. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.343.

4. Pramanik A., Zhang L.C., Arsecularatne J.A. Machining of metal matrix composites: effect of ceramic particles on residual stress, surface roughness and chip formation. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2008, vol. 48, pp. 1613–1625. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2008.07.008.

5. Liu J., Li J., Xu C. Interaction of the cutting tools and the ceramic-reinforced metal matrix composites during micro-machining: a review. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2014, vol. 7, iss. 2, pp 55–70. DOI: 10.1016/j.cirpj.2014.01.003.

6. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Koryazhkin A.A. The effect of the operating speed and wheel characteristics on the surface quality at creep-feed grinding titanium alloys. *Solid State Phenomena*, 2018, vol. 284, pp. 369–374. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.369.

7. Suslov A.G., execut. ed. *Spravochnik tekhnologa* [Technologist's reference]. Moscow, Innovative Engineering Publ., 2019. 800 p.

8. Rechenko D.S. Obrabotka titanovykh i zharoprochnykh splavov vysokoskorostnym shlifovaniem [Machine processing of titanium and heat-resistant alloys with high-speed grinding]. *Omskii nauchnyi vestnik = Omsk Scientific Bulletin*, 2008, no. 4 (73), pp. 59–61. (In Russian).

9. Mitrofanov A.P., Nosenko V.A. Issledovanie tekhnologii mikrodozirovannoi podachi smazochnykh kompozitsii s nanochastitsami pri shlifovanii zharoprochnogo splava s dopolnitel'nym vozdushnym okhlazhdeniem [Research of technology of microdosed supply of lubricant compositions with nanoparticles during grinding of a heat-resistant alloy with additional air cooling]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 4, no. 21, pp. 6–18. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-6-18. (In Russian).

10. Ermolaev V.K. Razvitie tekhniki podachi SOZh pri shlifovanii [Development of coolant delivery techniques for grinding]. *RITM mashinostroeniya = Rhythm of Machinery*, 2019, no. 7, pp. 12–18.

11. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Krutikova A.A., Kremenetskii L.L. Surface-layer composition of titanium alloy after dry grinding by a silicon-carbide wheel. *Russian Engineering Research*, 2015, vol. 35, iss. 7, pp. 554–557. DOI: 10.3103/S1068798X15070163.

12. Bokuchava G.V. *Tribologiya protsessa shlifovaniya* [Tribology of the grinding process]. Tbilisi, Sabchota Sakartvelo Publ., 1984. 238 p.

13. Kremen' Z.I., Jur'ev V.G. *Shlifovanie superabrazivami vysokoplastichnykh splavov* [Super abrasive grinding of superplastic alloys]. Saint Petersburg, St. Petersburg Polytechnic University Publ., 2013. 167 p. ISBN 978-5-7422-1034-1.

14. Makarov V.F., Sakaev A.Kh. Profil'noe glubinnoe shlifovanie lopatok turbin na stanke s ChPU s nepreryvnoi pravkoi kruga [Research of quality of grinding of profile surfaces of blades of the turbine on the turning-front machine tool and at multicoordinate depth grinding]. *Vestnik UGATU = Bulletin of USATU*, 2012, vol. 16, no. 4 (49), pp. 52–58.

15. Poletaev V.A., Tsvetkov E.V. Kachestvo poverkhnostnogo sloya lopatok kompressorov iz titana pri mnogo-koordinatnom glubinnom shlifovanii [Surface layer quality in compressor titanium blades at multi-axes deep grinding]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2017, no. 12, pp. 15–19.

16. Fedorov D.G., Skuratov D.L. Eksperimental'noe issledovanie kachestva poverkhnostnogo sloya i sil reza-niya pri ploskom shlifovanii titanovogo splava VT6 [Experimental research of the surface layer quality and cutting forces in flat grinding of the BT6 titanium alloy]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta = Vestnik of Samara University: Aerospace and Mechanical Engineering*, 2015, vol. 14, no. 3, pp. 400–408. DOI: 10.18287/2412-7329-2015-14-3-400-408.

17. Tao Z., Shi Y., Sampsa L., Zhou J. Investigation of the effect of grinding parameters on surface quality in grinding of TC4 titanium alloy. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 11, pp. 2131–2138. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.344.

18. Xi X., Yu T., Ding W., Xu J. Grinding of Ti2AlNb intermetallics using silicon carbide and alumina abrasive wheels: tool surface topology effect on grinding force and ground surface quality. *Precision Engineering*, 2018, vol. 53, pp. 134–145. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2018.03.007.

19. Mello A., Silva R.B. de, Machado A.R., Gelamo R.V., Diniz A.E., Oliveira R.F.M. de. Surface grinding of Ti-6Al-4V alloy with SiC abrasive wheel at various cutting conditions. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 10, pp. 590–600. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.057.

20. Bushlya V., Bjerke A., Turkevich V.Z., Lenrick F., Petrusha I.A., Cherednichenko K.A., Ståhl J.-E. On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: imitational experiments. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, vol. 39, pp. 2658–2665. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.002.

21. Ding W., Zhao B., Xu J., Yang Ch., Fu Y., Su H. Grinding behavior and surface appearance of (TiCp+TiBw)/Ti-6Al-4V titanium matrix composites. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2014, vol. 27, pp. 1334–1342. DOI: 10.1016/j.cja.2014.08.006.

22. Zhao B., Ding W., Zhou Y., Su H., Xu J. Effect of grain wear on material removal behaviour during grinding of Ti-6Al-4V titanium alloy with single aggregated cBN grain. *Ceramics International*, 2019, vol. 45, pp. 14842–14850. DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.04.215.

23. Macerol N., Franca L.F.P., Krajnik P. Effect of the grit shape on the performance of vitrified-bonded CBN grinding wheel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 277. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116453.

24. Herman D., Krzos J. Influence of vitrified bond structure on radial wear of cBN grinding wheels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, pp. 5377–5386. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2009.03.013.

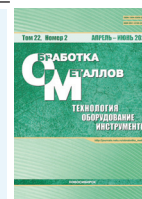
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Оценка влияния тепловых параметров на процесс электронно-лучевой печати титанового сплава ВТ6

Кирилл Калашиников^{a, *}, Денис Гурьянов^b, Анна Зыкова^c, Сергей Фортуна^d

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-0286-7156>,  kkn@ispms.tsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0725-1219>,  desa-93@mail.ru,^c  <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>,  zykovaap@mail.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0002-2749-8094>,  s_fortuna@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 658.5.012.1

История статьи:

Поступила: 02 марта 2020

Рецензирование: 30 марта 2020

Принята к печати: 14 апреля 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Электронный луч

Титановый сплав

Титановая проволока

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.11

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время для создания ответственных изделий из титановых сплавов, таких как шар-баллоны высокого давления для ракетных двигателей, используются в основном традиционные методы получения, в том числе изотермическая штамповка/формование полусфер из заготовок титановых сплавов с последующей сваркой. В основном такие методики являются сложными многостадийными процессами, в связи с чем производство титановых шар-баллонов может занимать очень продолжительное время и влечет за собой большие материальные затраты. Рассматриваемая в данной работе технология проволочного электронно-лучевого аддитивного производства успела зарекомендовать себя в мировом научном и промышленном сообществе как технология, позволяющая повысить производительность процесса изготовления различных металлических деталей, а также сократить затраты материала за счет минимизации механических обработок. Однако несмотря на большой ряд преимуществ данной технологии, технологические особенности процесса, включающие геометрические параметры печатаемой детали, такие как форма и высота конструкции, угол наклона стенок конструкции от плоскости печати и другие, оказывают существенное влияние на формируемую структуру. Это связано с тем, что тепловые параметры процесса для разных конфигураций печатаемого изделия будут оказывать разное влияние на формирование структуры. В связи с этим **целью данной работы** является проведение анализа влияния тепловых параметров на процесс печати изделий из титанового сплава ВТ6 методом электронно-лучевого аддитивного производства, чтобы выявить закономерности формирования структуры и свойств материала при различных параметрах процесса. **Результаты и обсуждение.** Проведенные исследования показали, что при различных комбинациях параметров процесса электронно-лучевой 3D-печати титановым сплавом ВТ6 происходит незначительное изменение макроструктуры полученных образцов. Однако за счет разных тепловложений и скоростей кристаллизации наблюдаются различия в микроструктуре и, следовательно, в механических свойствах. Значения предела прочности и предела текучести для полученных образцов варьируются в пределах от 851 и 796 МПа до 676 и 574 МПа соответственно.

Для цитирования: Оценка влияния тепловых параметров на процесс электронно-лучевой печати титанового сплава ВТ6 / К.Н. Калашиников, Д.А. Гурьянов, А.П. Зыкова, С.В. Фортуна // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 41–52. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-41-52.

Введение

В последнее десятилетие технологии промышленного производства металлических изделий сделали большой шаг вперед благодаря развитию методов аддитивного производства, также известных как 3D-печать. Это связано в первую очередь с тем, что в сравнении с тради-

ционными методами изготовления, такими как литье, формование или механическая обработка, они обеспечивают ряд существенных преимуществ [1, 2]. К таким преимуществам можно отнести высокую производительность аддитивных технологий (АТ), сокращение этапов производства и обработки деталей, а также сокращение затрат материалов, что оказывает благоприятное влияние как с экономической, так и с экологической точки зрения [3, 4]. Все это позволило аддитивным технологиям привлечь на себя внимание таких крупнейших мировых корпораций, как Boeing, Airbus и Lockheed Martin, которые

*Адрес для переписки

Калашиников Кирилл Николаевич, м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

пр. Академический 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7-913-883-69-62, e-mail: kkn@ispms.tsc.ru

вкладывают большие средства на развитие этой отрасли.

Из литературы известно, что для 3D-печати металлических изделий может быть использован широкий спектр металлических материалов: алюминиевые сплавы [5, 6], в том числе специально разработанные для АТ [7, 8], конструкционные стали, в том числе аустенитные и ферритно-перлитные [9, 10], никелевые сплавы [11, 12], титановые сплавы [13–15] и т. д. При этом АТ подразделяют на два типа в зависимости от используемых сырьевых материалов. Первый тип – порошковые АТ, наиболее известными представителями которых являются методы селективного лазерного плавления (Selective Laser Melting, SLM) и электронно-лучевого плавления (Electron-Beam Melting, EBM), которые характеризуются медленной скоростью процесса печати, но при этом высокой точностью построения заданных трехмерных моделей малогабаритных изделий [16, 17]. Второй тип – проволоочные АТ, к которым относятся электронно-лучевое аддитивное производство (Electron-Beam Additive Manufacturing, EBAM) и электронно-дуговое аддитивное производство (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM). Они предназначены для производства крупногабаритных металлических изделий, не требующих высокой точности, и характеризуются высокими скоростями процесса [18, 19].

Настоящая работа посвящена исследованию процесса электронно-лучевого аддитивного производства из проволоки титанового сплава ВТ6. В ранее проведенных работах было выявлено влияние геометрии подачи проволоки на процесс формирования изделий этим методом [20]. Полученные данные показали, что такие параметры, как форма и высота печатаемой конструкции, угол наклона стенок конструкции от плоскости печати, а также ряд других факторов оказывают существенное влияние на формируемую структуру. Это позволяет сделать предположение, что тепловые параметры процесса для разных конфигураций печатаемого изделия будут оказывать разное влияние на формирование структуры. В связи с этим необходимо проведение анализа влияния тепловых параметров на процесс печати изделий из титанового сплава ВТ6 методом электронно-лучевого аддитивного производства, для того чтобы выявить законо-

мерности формирования структуры и свойств материала при различных параметрах процесса 3D-печати.

Методика экспериментального исследования

Получение образцов для исследований было выполнено с использованием специально разработанной установки для проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства в ИФПМ СО РАН, Томск, Россия. Схема получения образцов и общий вид вакуумной камеры лабораторной установки показаны на рис. 1. В качестве подложки был использован пакет из пластины нержавеющей стали толщиной 6,0 мм и пластины из технического титана ВТ1-0 толщиной 2,5 мм. Пакет размещался следующим образом (рис. 2): пластина из нержавеющей стали 2 устанавливалась на охлаждаемый медный стол 1, сверху устанавливалась пластина из технического титана 3, после чего пакет пластин фиксировался с помощью специальных зажимов 4. В качестве сырья для аддитивного производства была выбрана сплошная проволока титанового сплава ВТ6 диаметром 1 мм.

Для анализа влияния различных режимов печати был предложен подход, основанный на РДМУ 109, согласно которому были выбраны три управляемых параметра: мощность электронного пучка (ускоряющее напряжение постоянно, варьируется ток пучка), линейная скорость печати и коэффициент заполнения слоя. Под коэффициентом заполнения слоя понимается коэффициент $k = 1$, где 1 соответствует 100 %-му заполнению объема одного слоя расплавленным материалом проволоки, количество которой рассчитано автоматически исходя из геометрических параметров печатаемого образца. Другими словами, путем изменения данного коэффициента задается объем материала, используемого для формирования одного слоя изделия. Линейная скорость печати – это скорость, с которой перемещается рабочий стол в процессе нанесения слоя. Параметры, использованные в данном эксперименте, показаны в табл. 1 и 2. В табл. 1 показаны минимальные (–) и максимальные (+) значения параметров, в то время как в табл. 2 продемонстрировано, каким режимам соответствуют определенные комбинации максимальных и минимальных значений параметров.

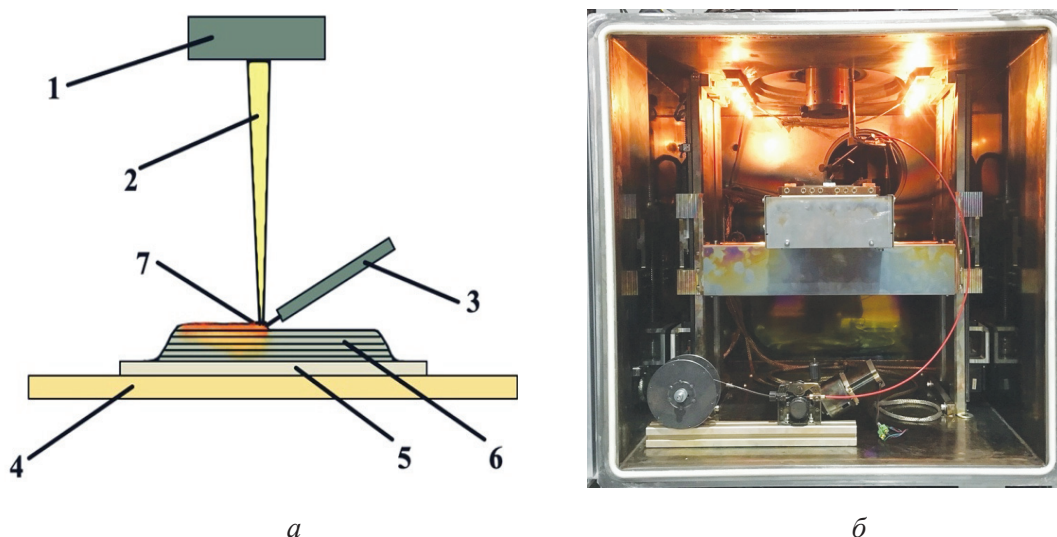


Рис. 1. Схема 3D-печати образцов в форме «стенок» (а) и фотография вакуумной камеры установки для электронно-лучевого аддитивного производства (б):

1 – электронно-лучевая пушка; 2 – электронный луч; 3 – устройство подачи проволоки; 4 – охлаждаемый медный стол; 5 – подложка; 6 – послойно нанесенный материал; 7 – ванна расплава

Fig. 1. The scheme of wall-shaped sample 3D-printing (a) and photography of vacuum chamber of electron-beam additive manufacturing equipment (b):

1 – electron-beam gun; 2 – electron beam; 3 – wire feeder; 4 – cooled operation table; 5 – substrate; 6 – layer-by-layer deposited material; 7 – molten pool

Таблица 1

Table 1

Параметры процесса электронно-лучевого аддитивного производства

Parameters of the electron-beam additive manufacturing process

Параметр	Минимальное значение (–)	Максимальное значение (+)
Напряжение (U)	30 кВ	
Ток (I)	25 мА	40 мА
Линейная скорость (V)	180 мм/мин	350 мм/мин
Коэффициент заполнения слоя (k)	0,9	1,2

Таблица 2

Table 2

Комбинации параметров для серии из 8 экспериментов

Combinations of parameters for a series of 8 experiments

Номер серии эксперимента	Ток	Линейная скорость	Коэффициент заполнения (k)
1	–	–	–
2	+	–	–
3	–	+	–
4	+	+	–
5	–	–	+
6	+	–	+
7	–	+	+
8	+	+	+

Печатаемые образцы представляли собой вертикальные «стенки» со следующими заданными геометрическими параметрами: длина – 100,0 мм, ширина – 6,0 мм, высота – 40 мм.

Схема вырезки образцов для проведения исследований изображена на рис. 2, б. Для проведения механических испытаний на растяжение из полученных «стенок» вырезались образцы в форме лопаток 6. Для подготовки образцов к структурным исследованиям образец вырезали в поперечном сечении 5, затем поверхность подготавливалась с использованием шлифовальной бумаги различной зернистости и алмазной па-

сты, после чего подвергалась химическому травлению для выявления микроструктуры.

Исследование структуры проводили на металлографическом микроскопе АЛЬТАМИ MET 1С и лазерном сканирующем микроскопе OLYMPUS LEXT OLS4100. Механические свойства образцов оценивали при испытаниях на растяжение на универсальной испытательной машине УТС 110 М-100. Химический состав образцов, полученных при различных режимах, определялся с использованием рентгенофлуоресцентного спектрометра Niton XL3t.

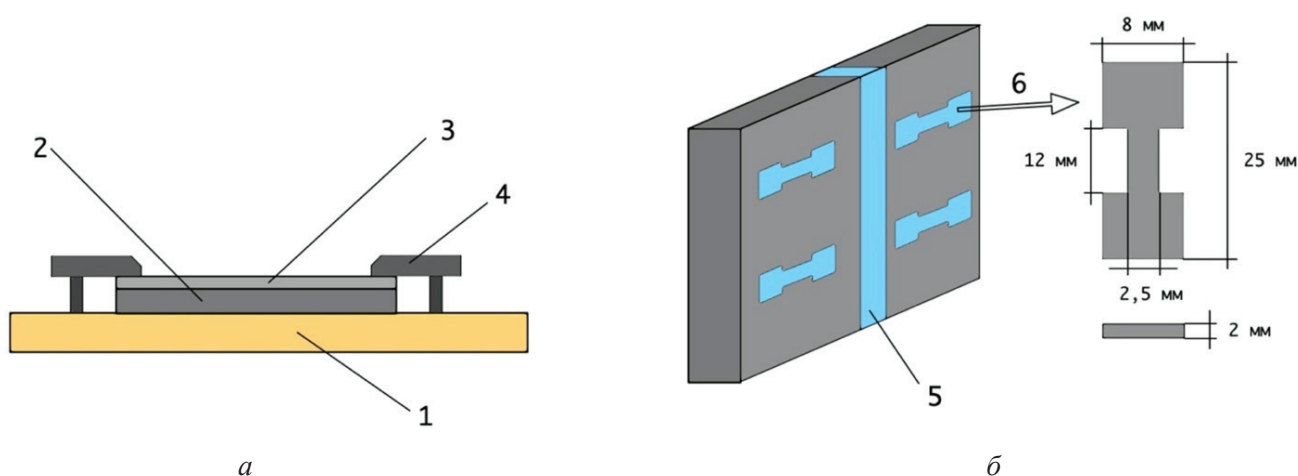


Рис. 2. Схема установки пакета пластин в качестве подложки (а) и схема вырезки образцов для исследований (б):

1 – охлаждаемый медный стол; 2 – стальная пластина; 3 – пластина ВТ1-0; 4 – прижимы; 5 – образец для металлографических исследований; 6 – лопатки для испытаний на растяжение

Fig. 2. Scheme of plate package placing as a substrate:

1 – cooled copper table; 2 – steel plate; 3 – GRADE-0 Titanium plate; 4 – clamps; 5 – sample for metallographical studies; 6 – tensile testing specimens

Результаты и их обсуждение

Проведенные исследования показали, что не все из использованных параметров демонстрируют стабильность процесса электронно-лучевого аддитивного производства. Как видно из рис. 3, наиболее правильно сформированные образцы удалось получить с использованием режимов № 5 и 8, тогда как режимы № 3 и 7 привели к абсолютно отрицательному результату. Если представить параметры теплового воздействия (мощность пучка и скорость печати) в виде погонной энергии, также известной как тепловложение ($E=UI/V$, где E – погонная энер-

гия; U – ускоряющее напряжение; I – ток пучка; V – линейная скорость печати), мы получим, что для образцов № 3 и 7 погонная энергия составляет 128,5 Дж/мм. Следовательно, такое количество энергии недостаточно для формирования образцов из сплава ВТ6. Что касается образцов № 5 и 8, им соответствуют значения 250 и 205 Дж/мм соответственно. При этом образцы № 1 и 4, полученные при соответствующих тепловых параметрах, демонстрируют худшие результаты с точки зрения формирования изделия, так как приводят к чрезмерному нагреву материала ввиду меньшего количества подаваемой проволоки. Образцы, полученные по режимам № 2 и 6,

характеризующиеся погонной энергией, равной 400 Дж/мм, также демонстрируют нарушения процесса печати независимо от количества подаваемого материала, что позволяет сделать вывод о чрезмерных тепловложениях в данных режимах.

Макроструктура образцов, полученных по режимам № 1 и 4, характеризуется крупной зернистой структурой. Размер зерен увеличивается от подложки в направлении роста изделия, при этом одно зерно может проходить через несколько слоев «стенки» (рис. 4, а, б). Микроструктура образцов сплава ВТ6, полученных по данным

режимам, состоит из β -фазы и игольчатой мартенситной α -фазы, размер, форма и объемная доля которой меняется от нижней части образцов к верхней. Наличия пор, трещин и других дефектов в образцах по режимам № 1 и 4 не обнаружено.

Макроструктура образцов, полученных по режиму № 2 и 6 (рис. 5), аналогична макроструктуре образцов, полученных по режимам № 1 и 4, и также характеризуется крупнозернистой структурой, размер структурных элементов которой увеличивается от подложки к верхней части образца. В нижних частях образцов, полу-

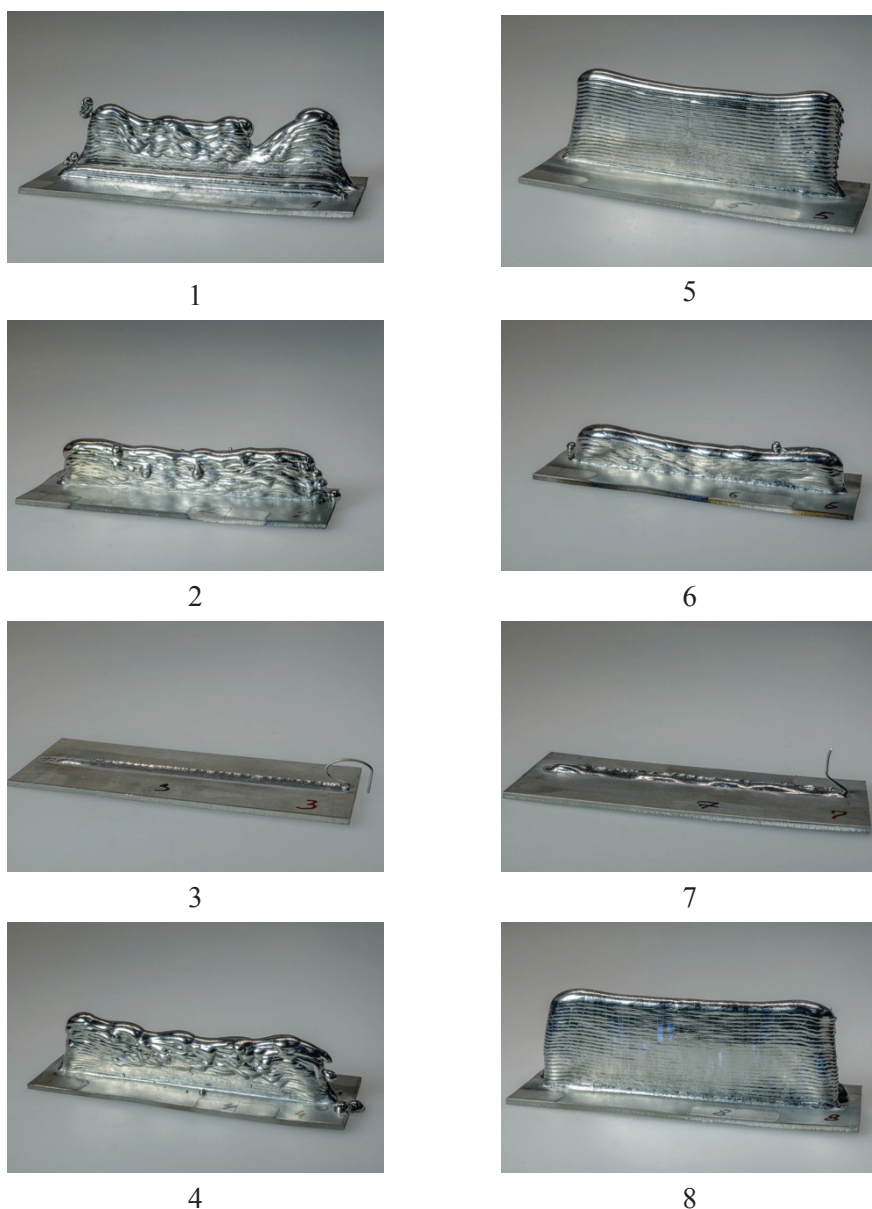


Рис. 3. Общий вид образцов, полученных по режимам № 1–8

Fig. 3. Overview of samples obtained by modes № 1–8

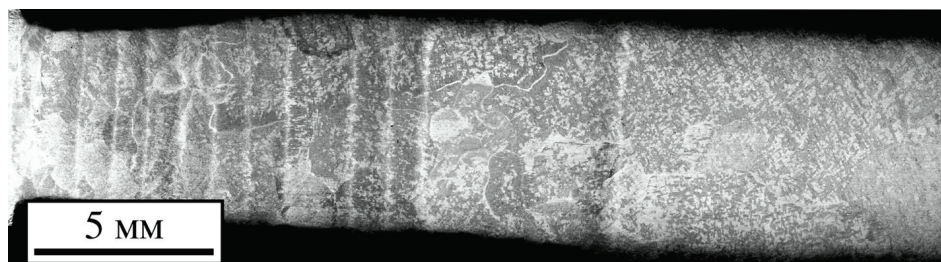
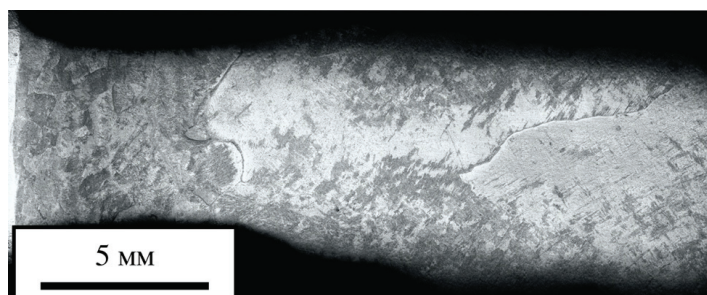

a

б

Рис. 4. Макроструктура образцов, полученных по режимам № 1 (*a*) и 4 (*б*)

Fig. 4. Macrostructure of samples obtained by modes № 1 (*a*) and 4 (*б*)


a

б

Рис. 5. Макроструктура образцов, полученных по режимам № 2 (*a*) и 6 (*б*)

Fig. 5. Macrostructure of samples obtained by modes № 2 (*a*) and 6 (*б*)

ченных по режимам № 2 и 6, структура неоднородная. Стоит отметить, что «стенки», полученные по режимам № 2 и 6, ниже и шире «стенок», полученных по режимам № 1 и 4, что объясняется значительным перегревом материала в процессе формирования «стенок».

Размер зерен в образцах, полученных по режимам № 2 и 6, значительно крупнее, чем размер зерен в образцах, полученных по режимам № 1 и 4.

Образцы «стенок», полученных по режимам № 5 и 8, характеризуются относительно ровны-

ми геометрическими размерами по сравнению со «стенками», полученными по режимам № 1, 2, 4, 6. Макроструктура образцов, полученных по данным режимам, характеризуется крупной столбчатой структурой, представленной первичными зёрнами β -фазы. Размер зёрен в нижней части «стенки» существенно меньше, чем в верхней (рис. 6). Аналогично предыдущим режимам микроструктура образцов состоит из β -фазы и игольчатой мартенситной α -фазы.

Результаты механических испытаний представлены в табл. 3. Для каждого из режимов было испытано не менее четырех образцов, после чего было рассчитано среднее значение для сравнения механических характеристик. Режимы № 5 и 8 позволяют получить изделия из титанового сплава ВТ6 с наибольшими значениями предела текучести и предела прочности из всех использованных комбинаций параметров. Из табл. 3 видно, что для образцов, полученных по режимам № 5 и 8, среднее значение предела прочности составляет 742,59 и 735,9 МПа, предела текучести 618,27 и 569,10 МПа, относительного удлинения при разрыве 10,6 и 11,1 % соответственно. Такой результат достигается за счет использования наименьшего параметра тока электронного пучка (25 мА) и наименьшего параметра скорости наплавки (180 мм/мин),

но наибольшим значением коэффициента заполнения ($k = 1,2$). Аналогично для образцов, полученных по режиму №8, использование наибольших параметров тока электронного пучка (40 мА) и скорости наплавки (350 мм/мин) с наибольшим значением коэффициента заполнения ($k = 1,2$) приводит к высокому значению предела прочности. Для остальных режимов перегрев материала привел к значительному снижению механических характеристик. Так, предел прочности в таком случае не превышает 703,6 МПа, что намного ниже требуемых для исследуемого сплава ВТ6 характеристик. Так как во всех случаях структура материала представлена крупными столбчатыми зёрнами, определяющую роль в формировании механических свойств играет тип и размеры пластин α -фазы. Для выявления различий в тонкой микроструктуре необходимо провести более подробные структурные исследования, что будет являться целью будущих работ. При этом стоит отметить, что максимальные значения механических характеристик, полученные в данном эксперименте, ниже, чем значения, представленные в работе [19].

Температурное воздействие в процессе электронно-лучевого аддитивного производства также оказывает существенное влияние на химический состав образцов сплава ВТ6. Как показал

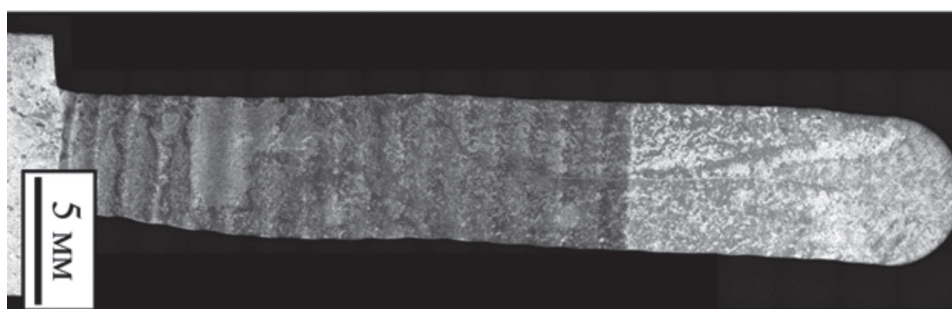
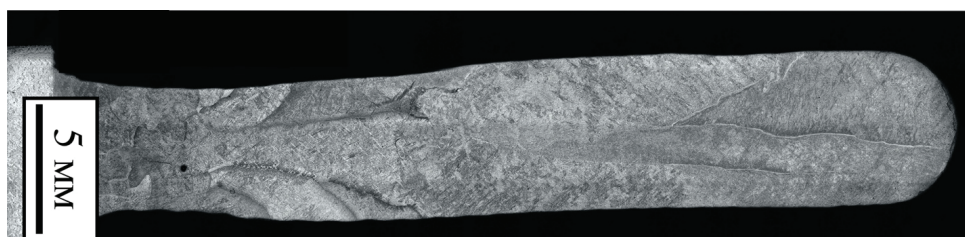
*a**б*

Рис. 6. Макроструктура образцов, полученных по режимам № 5 (а) и 8 (б)

Fig. 6. Macrostructure of samples obtained by modes № 5 (a) and 8 (b)

Таблица 3

Table 3

**Средние значения механических характеристик образцов при испытаниях
на статическое растяжение**

Average values of mechanical properties of samples at static tensile tests

Номер режима	1	2	4	5	6	8
$\langle \sigma_B \rangle$, МПа	702,355	676,7	703,62	742,59	676,6	735,925
$\langle \sigma_{0,2} \rangle$, МПа	606,7	533,24	557,27	618,27	574,8	569,10
$\langle \delta \rangle$, %	11,85	16,375	8,25	10,625	10	11,075

спектральный анализ, образец № 2, демонстрирующий наименьшие механические свойства из всей выборки, существенно обеднен алюминием (всего 2 %), что не удовлетворяет марочному составу сплава. При этом образец № 8, показывающий предел прочности на растяжение порядка 736 МПа, содержит 5,1 % алюминия.

В связи с тем что полученные механические свойства не являлись удовлетворительными, на основании полученных экспериментальных данных с использованием РДМУ 109 был рассчитан оптимальный режим печати образцов из титанового сплава ВТ6 со следующими параметрами: ускоряющее напряжение – 30 кВ, ток пучка – 42 мА, скорость печати – 392 мм/мин, коэффициент заполнения – 1,05. Образцы, полученные по данному режиму, продемонстрировали средние значения предела прочности и предела текучести, равные 851 и 796 МПа соответственно. Относительное удлинение составило 10 %. Полученный результат соответствует значениям, которые получают другие исследователи [19], что свидетельствует о правильности рассчитанного режима. При этом структура такого типа образцов отличается от ранее полученных: она преимущественно представлена не крупными столбчатыми зернами, а более мелкими практически равноосными зернами первичной β -фазы (рис. 7). На изображениях можно рассмотреть небольшое количество пор сферической формы, однако они не оказали существенного влияния на разрушение образцов.

С помощью полученных экспериментальных данных удалось проследить закономерности влияния тепловых параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства на свойства изделий из титанового сплава ВТ6. В первую очередь стоит отметить, что объем подаваемого материала оказывает прямое воздействие на эффективность теплового режима, так как в случае чрезмерного количества подаваемой проволоки (или, наоборот, недостаточного количества) требуется корректировка режимов

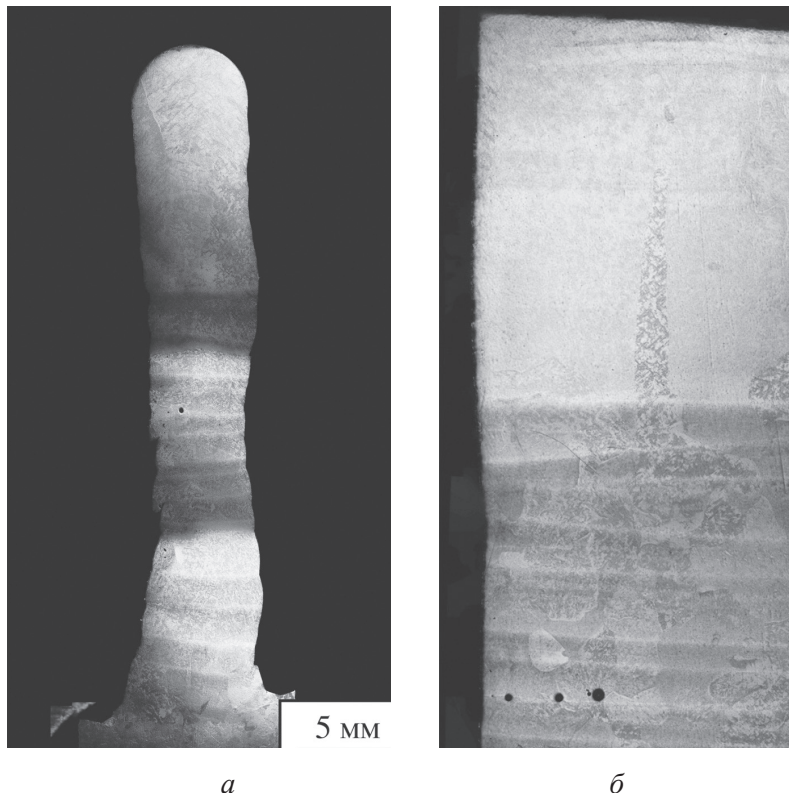


Рис. 7. Макроструктура образца, полученного по дополнительному режиму, в поперечном (а) и продольном (б) сечении

Fig. 7. Macrostructure of sample obtained by additional mode in transverse (a) and longitudinal (b) sections

для обеспечения оптимального плавления материала и формирования слоя.

Кроме того, определяющим фактором в процессе формирования структуры и свойств является скорость процесса печати, которая напрямую связана со скоростью кристаллизации материала. Результаты эксперимента показывают, что при близкой мощности пучка (1200 Вт в режиме №8 и 1260 Вт в дополнительном режиме) увеличение скорости печати на 12 % приводит к увеличению предела прочности материала на 16 % и предела текучести на 40 % при сохранении пластичности. Это позволяет сделать вывод, что в первую очередь при выборе режимов печати титанового сплава ВТ6 необходимо обеспечить высокую скорость кристаллизации материала, а подбор параметров электронного пучка осуществлять таким образом, чтобы при заданной скорости печати электронный луч стабильно формировал ванну расплава и обеспечивал расплавление заданного объема подаваемого материала.

Выводы

Проведенные исследования позволили получить необходимые сведения о влиянии тепловых параметров процесса проволочного электронно-лучевого аддитивного производства на процесс формирования изделий из титанового сплава ВТ6. Анализ полученных экспериментальных данных позволил сделать следующие выводы.

Ряд режимов, характеризующихся тепловложениями на уровне 400 Дж/мм, приводит к нарушениям в процессе печати, обусловленным сильным перегревом материала. В результате это приводит к отклонению геометрических размеров образцов и ухудшению их механических характеристик. В то же время низкий уровень погонной энергии (128,5 Дж/мм) не позволяет сформировать изделие, так как не обеспечивает расплавление проволоки и создание ванны расплава.

Определяющим фактором в процессе формирования структуры и свойств изделий из титанового сплава ВТ6 является линейная скорость печати, напрямую связанная со скоростью кристаллизации. Так, при схожих параметрах электронного пучка увеличение скорости печати на 12 % позволяет повысить предел прочности

на 16 %, а предел текучести на 40 % при сохранении пластичности материала.

Параметры электронного пучка в данном случае играют второстепенную роль, так как должны обеспечивать стабильный процесс формирования слоев материала за счет оптимального расплавления заданного объема подаваемой проволоки при высокой скорости печати.

Список литературы

1. Additive manufacturing (3D printing): a review of materials, methods, applications and challenges / T.D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K.T.Q. Nguyen, D. Hui // *Composites Part B: Engineering*. – 2018. – Vol. 143. – P. 172–196. – DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
2. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions / T. DebRoy, T. Mukherjee, J.O. Milewski, J.W. Elmer, B. Ribic, J.J. Blecher, W. Zhang // *Nature Materials*. – 2019. – Vol. 18, iss. 10. – P. 1026–1032. – DOI: 10.1038/s41563-019-0408-2.
4. Additive manufacturing for aerospace flight applications / A.A. Shapiro, J.P. Borgonia, Q.N. Chen, R.P. Dillon, B. McEnerney, R. Polit-Casillas, L. Soloway // *Journal of Spacecraft and Rockets*. – 2016. – Vol. 53, iss. 5. – P. 952–959. – DOI: 10.2514/1.A33544.
5. Structural heredity of the aluminum alloy obtained by the additive method and modified under severe thermomechanical action on its final structure and properties / T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, V.E. Rubtsov, K.N. Kalashnikov, E.A. Kolubaev, A.A. Eliseev // *Russian Physics Journal*. – 2020. – Vol. 62, iss. 9. – P. 1565–1572. – DOI: 10.1007/s11182-020-01877-z.
6. Mower T.M., Long M.J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 651. – P. 198–213. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.068.
7. Processing of Al-Sc aluminum alloy using SLM technology / D. Koutny, D. Skulina, L. Pantělejev, D. Paloušek, B. Lenczowski, F. Palm, A. Nick // *Procedia CIRP*. – 2018. – Vol. 74. – P. 44–48. – DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.027.
8. Cordova L., Campos M., Tinga T. Revealing the effects of powder reuse for selective laser melting

by powder characterization // JOM. – 2019. – Vol. 71, iss. 3. – P. 1062–1072. – DOI: 10.1007/s11837-018-3305-2.

9. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.V. Fortuna, G.G. Maier, E.A. Kolubaev // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 803. – P. 364–370. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.246.

10. The features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process / A.V. Kolubaev, S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, Y.A. Denisova, E.A. Kolubaev, A.I. Potekaev // Russian Physics Journal. – 2018. – Vol. 61, iss. 8. – P. 1491–1498. – DOI: 10.1007/s11182-018-1561-9.

11. Basak A., Das S. Microstructure of nickel-base superalloy MAR-M247 additively manufactured through scanning laser epitaxy (SLE) // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 705. – P. 806–816. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.02.013.

12. Ramakrishnan A., Dinda G.P. Direct laser metal deposition of Inconel 738 // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 740–741. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.020.

13. Brandl E., Schoberth A., Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM) // Materials Science & Engineering: A. – 2012. – Vol. 532 (Complete). – P. 295–307. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.095.

14. Thermal and microstructural analysis of laser-based directed energy deposition for Ti-6Al-4V and Inconel 625 deposits / F. Lia, J.Z. Park, J.S. Keist, S. Joshi, R.P. Martukanitz // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 717. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.060.

15. Gockel J., Beuth J., Taminger K. Integrated control of solidification microstructure and melt pool dimensions in electron beam wire feed additive manufacturing of Ti-6Al-4V // Additive Manufacturing. – 2014. – Vol. 1–4. – P. 119–126. – DOI: 10.1016/j.addma.2014.09.004.

16. Influence of successive thermal cycling on microstructure evolution of EBM-manufactured alloy 718 in track-by-track and layer-by-layer design / P. Karimi, E. Sadeghi, P. Åkerfeldt, J. Ålgårdh, J. Andersson // Materials & Design. – 2018. – Vol. 160. – P. 427–441. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.09.038.

17. Mechanical behavior of differently oriented electron beam melting Ti-6Al-4V components using digital image correlation / E. Arrieta, M. Haque, J. Mireles, C. Stewart, C. Carrasco, R.B. Wicker // Journal of Engineering Materials and Technology. – 2018. – Vol. 141, iss. 1. – DOI: 10.1115/1.4040553.

18. Grain morphology evolution and texture characterization of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V / J. Wang, X. Lin, J. Wang, H. Yang, Y. Zhou, C. Wang, Q. Li, W. Huang // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 768. – P. 97–113. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.07.235.

19. Predicting tensile properties of Ti-6Al-4V produced via directed energy deposition / B.J. Hayes, B.W. Martin, B. Welk, S.J. Kuhr, T.K. Ales, D.A. Brice, I. Ghamarian, A.H. Baker, C.V. Haden, D.G. Harlow, H.L. Fraser, P.C. Collins // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 133. – P. 120–133. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.025.

20. The effect of wire feed geometry on electron beam freeform 3D printing of complex-shaped samples from Ti-6Al-4V alloy / K.N. Kalashnikov, V.E. Rubtsov, N.L. Savchenko, T.A. Kalashnikova, K.S. Osipovich, A.A. Eliseev, A.V. Chumaevskii // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 105, iss. 7–8. – P. 3147–3156. – DOI: 10.1007/s00170-019-04589-y.

Конфликт интересов

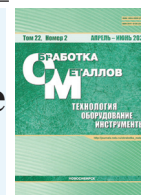
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Assessment of the Heat Parameters Influence on the Process of Electron-Beam Printing of Titanium Alloy Ti64

Kirill Kalashnikov^{a,*}, Denis Gurianov^b, Anna Zykova^c, Sergey Fortuna^d

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-0286-7156>,  kkn@ispms.tsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0725-1219>,  desa-93@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>,  zykovaap@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-2749-8094>,  s_fortuna@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 02 March 2020

Revised: 30 March 2020

Accepted: 14 April 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Additive manufacturing

Electron beam

Titanium alloy

Titanium wire

Funding

The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, project No. III.23.2.11

ABSTRACT

Introduction. At present, mainly conventional manufacturing methods, including isothermal forging/forming of hemispheres from titanium alloy workpieces with subsequent welding, are used to create essential components made of titanium alloys, such as high-pressure balloons for rocket engines. These methods are mainly complex multi-stage processes, and therefore the production of titanium balloons can take a very long time and entail high material costs. The technology of wire-feed electron-beam additive manufacturing considered in this work has become proven in the worldwide scientific and industrial community as a technology that allows increasing the productivity of the manufacturing process of various metal components, as well as reducing material costs by minimizing mechanical treatments. However, despite a large number of advantages of this method, technological features of the process, including geometrical parameters of the printed part, such as shape and height of the structure, the angle of the wall inclination from the printing plane, and others, have a significant impact on the formed structure. This is due to the fact that the heat process parameters for different configurations of the printed product will have a different impact on the formation of the structure. In this regard, **the purpose of the work** is to analyze the influence of heat parameters on the process of printing products from titanium alloy Ti64 using the electron-beam additive manufacturing method to identify regularities of structure formation and material properties at different process parameters. **Results and discussion.** The conducted researches have shown, that at various combinations of electron-beam 3D-printing process parameters, there is an insignificant change of macrostructure of the obtained Ti64 samples. However, due to different heat inputs and solidification rates, there are differences in microstructure and, therefore, in mechanical properties. The values of ultimate tensile strength and yield strength for obtained samples vary from 851 MPa and 796 MPa to 676 MPa and 574 MPa, respectively.

For citation: Kalashnikov K.N., Gurianov D.A., Zykova A.P., Fortuna S.V. Assessment of the heat parameters influence on the process of electron-beam printing of titanium alloy Ti64. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 41–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-41-52. (In Russian).

References

1. Ngo T.D., Kashai A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): a review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*, 2018, vol. 143, pp. 172–196. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
2. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. DebRoy T., Mukherjee T., Milewski J.O., Elmer J.W., Ribic B., Blecher J.J., Zhang W. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions. *Nature Materials*, 2019, vol. 18, iss. 10, pp. 1026–1032. DOI: 10.1038/s41563-019-0408-2.

* Corresponding author

Kalashnikov Kirill N., Junior Staff Scientist
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS,
 av. Akademicheskii 2/4,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7-913-883-69-62, e-mail: kkn@ispms.tsc.ru

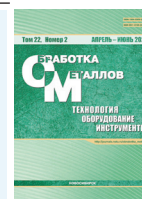
4. Shapiro A.A., Borgonia J.P., Chen Q.N., Dillon R.P., McEnerney B., Polit-Casillas R., Soloway L. Additive manufacturing for aerospace flight applications. *Journal of Spacecraft and Rockets*, 2016, vol. 53, iss. 5, pp. 952–959. DOI: 10.2514/1.A33544.
5. Kalashnikova T.A., Chumaevskii A.V., Rubtsov V.E., Kalashnikov K.N., Kolubaev E.A., Eliseev A.A. Structural heredity of the aluminum alloy obtained by the additive method and modified under severe thermomechanical action on its final structure and properties. *Russian Physics Journal*, 2020, vol. 62, iss. 9, pp. 1565–1572. DOI: 10.1007/s11182-020-01877-z.
6. Mower T.M., Long M.J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 651, pp. 198–213. DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.068.
7. Koutny D., Skulina D., Pantělejev L., Paloušek D., Lenczowski B., Palm F., Nick A. Processing of Al-Sc aluminum alloy using SLM technology. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 74, pp. 44–48. DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.027.
8. Cordova L., Campos M., Tinga T. Revealing the effects of powder reuse for selective laser melting by powder characterization. *JOM*, 2019, vol. 71, iss. 3, pp. 1062–1072. DOI: 10.1007/s11837-018-3305-2.
9. Tarasov S.Y., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 803, pp. 364–370. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.246.
10. Kolubaev A.V., Tarasov S.Y., Filippov A.V., Denisova Y.A., Kolubaev E.A., Potekaev A.I. The features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process. *Russian Physics Journal*, 2018, vol. 61, iss. 8, pp. 1491–1498. DOI: 10.1007/s11182-018-1561-9.
11. Basak A., Das S. Microstructure of nickel-base superalloy MAR-M247 additively manufactured through scanning laser epitaxy (SLE). *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 705, pp. 806–816. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.02.013.
12. Ramakrishnan A., Dinda G.P. Direct laser metal deposition of Inconel 738. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 740–741, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.020.
13. Brandl E., Schoberth A., Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM). *Materials Science & Engineering: A*, 2012, vol. 532 (Complete), pp. 295–307. DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.095.
14. Lia F., Park J.Z., Keist J.S., Joshi S., Martukanitz R.P. Thermal and microstructural analysis of laser-based directed energy deposition for Ti-6Al-4V and Inconel 625 deposits. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 717, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.060.
15. Gockel J., Beuth J., Taminger K. Integrated control of solidification microstructure and melt pool dimensions in electron beam wire feed additive manufacturing of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2014, vol. 1–4, pp. 119–126. DOI: 10.1016/j.addma.2014.09.004.
16. Karimi P., Sadeghi E., Åkerfeldt P., Ålgårdh J., Andersson J. Influence of successive thermal cycling on microstructure evolution of EBM-manufactured alloy 718 in track-by-track and layer-by-layer design. *Materials & Design*, 2018, vol. 160, pp. 427–441. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.09.038.
17. Arrieta E., Haque M., Mireles J., Stewart C., Carrasco C., Wicker R.B. Mechanical behavior of differently oriented electron beam melting Ti-6Al-4V components using digital image correlation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2018, vol. 141, iss. 1. DOI: 10.1115/1.4040553.
18. Wang J., Lin X., Wang J., Yang H., Zhou Y., Wang C., Li Q., Huang W. Grain morphology evolution and texture characterization of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 768, pp. 97–113. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.07.235.
19. Hayes B.J., Martin B.W., Welk B., Kuhr S.J., Ales T.K., Brice D.A., Ghamarian I., Baker A.H., Haden C.V., Harlow D.G., Fraser H.L., Collins P.C. Predicting tensile properties of Ti-6Al-4V produced via directed energy deposition. *Acta Materialia*, 2017, vol. 133, pp. 120–133. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.025.
20. Kalashnikov K.N., Rubtsov V.E., Savchenko N.L., Kalashnikova T.A., Osipovich K.S., Eliseev A.A., Chumaevskii A.V. The effect of wire feed geometry on electron beam freeform 3D printing of complex-shaped samples from Ti-6Al-4V alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 105, iss. 7–8, pp. 3147–3156. DOI: 10.1007/s00170-019-04589-y.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Особенности структуры сварных железнодорожных крестовин, сформированных с использованием стыковой контактной сварки и импульсно-дуговой наплавки

Аэлита Никулина^{1, a, *}, Александра Поречина^{2, b}, Сергей Хлебников^{2, c}, Зинаида Батаева^{3, d},
Владимир Потапов^{4, e}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² АО «Новосибирский стрелочный завод», ул. Аксенова, 7, г. Новосибирск, 630025, Россия

³ Сибирский государственный университет водного транспорта, ул. Щетинкина, 33, г. Новосибирск, 630099, Россия

⁴ Новосибирский государственный педагогический университет, ул. Вилюйская, 28, г. Новосибирск, 630126, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  a.nikulina@corp.nstu.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-5925-6455>,  porechina13@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0001-5231-6056>,  khsv0196@yandex.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5027-6193>,  bataevazb@ngs.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0001-9461-2064>,  vm_potapov@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791

История статьи:

Поступила: 05 февраля 2020

Рецензирование: 12 марта 2020

Принята к печати: 15 апреля 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Стыковая контактная сварка

Импульсная дуговая наплавка

Разнородные стали

Микроструктура

Сварные железнодорожные крестовины

Благодарности

Структурные исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. Железнодорожные крестовины относятся к ответственным элементам железнодорожного пути. Основная проблема, возникающая при переходе от разъемных соединений крестовин и рельсов к неразъемным с использованием стыковой контактной сварки, заключается в получении соединений, характеризующихся высокой трещиностойкостью. **Цель работы** – повышение механических свойств железнодорожных крестовин, изготовленных сваркой заготовок из стали Гадфильда и рельсовой стали Э76 через промежуточные легированные вставки, путем формирования вставки методом наплавки. **Материалы и методики.** В работе анализировали комбинированные конструкции из стальных заготовок (Э76 и 110Г13Л), соединенные между собой посредством промежуточных вставок с аустенитной структурой. В первом случае литые заготовки вставок из стали 12Х18Н10Т соединялись с заготовками из стали Э76 методом стыковой контактной сварки. Во втором – вставки формировали импульсно-дуговой наплавкой проволоки А7-IG на рельсовые заготовки. Структурные исследования проводили с использованием светового микроскопа Carl Zeiss AxioObserver Z1m и растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 XVP. Измерения микротвердости осуществляли на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD. Для определения прочностных характеристик полученные комбинированные конструкции испытывали по схеме трехточечного изгиба с определением разрушающей нагрузки и стрелы прогиба. **Результаты.** Установлено, что особенностью соединений, полученных методом импульсно-дуговой наплавки проволоки А7-IG на рельсовую сталь Э76, является отсутствие сплошного мартенситного слоя, который приводит к охрупчиванию подобных соединений, полученных стыковой контактной сваркой. В процессе наплавки аустенитно-мартенситная структура формируется в виде прерывистых прослоек вдоль границ сопряжения разнородных материалов. Максимальный уровень микротвердости, соответствующий зонам с кристаллами мартенсита, составляет 680 HV. По сравнению с полностью сварными конструкциями значения разрушающей нагрузки и стрелы прогиба при испытаниях по схеме трехточечного изгиба изделий, в которых промежуточная аустенитная вставка была сформирована импульсно-дуговой наплавкой, возросли примерно на 15 %.

Для цитирования: Особенности структуры сварных железнодорожных крестовин, сформированных с использованием стыковой контактной сварки и импульсно-дуговой наплавки / А.А. Никулина, А.А. Поречина, С.В. Хлебников, З.Б. Батаева, В.М. Потапов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 53–62. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-53-62.

Введение

Сварные конструкции, сочетающие в себе элементы, изготовленные из разнородных материалов, благодаря совокупности характерных для них достоинств широко востребованы в современном машиностроении [1]. Частичная замена дорогостоящих материалов обеспечивает

*Адрес для переписки

Никулина Аэлита Александровна, к.т.н., доцент

Новосибирский государственный технический университет

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: a.nikulina@corp.nstu.ru

существенную экономию при производстве изделий различного назначения. Ярким примером комбинированной конструкции, состоящей из разнородных сталей, является сварная железнодорожная крестовина (рис. 1). Ранее при традиционном способе соединения элементов железнодорожного пути массивная крестовина полностью изготавливалась из дорогостоящей стали 110Г13Л. Причины отказа от применявшихся ранее конструкций разъемного типа и перехода на сварные крестовины связаны с негативным влиянием зазоров, вызывающих многократное динамическое воздействие на железнодорожный путь, что является фактором, препятствующим высокоскоростному движению поездов.

Стали Э76 и 110Г13Л, которые сочетаются в сварной крестовине, требуют различных условий охлаждения после высокотемпературного нагрева при сварке. С целью исключения формирования мартенситной структуры охлаждение высокоуглеродистой рельсовой стали должно быть достаточно медленным. Однако такой характер охлаждения изделия приводит к выделению карбидов по границам и внутри зерен высокомарганцовистой стали, что существенно снижает комплекс ее механических свойств [2, 3]. Поэтому на практике сварка элементов из углеродистой стали Э76 и стали Гадфильда производится через промежуточную вставку из хромоникелевой аустенитной стали. Сначала вставку соединяют с рельсовой заготовкой, а затем с крестовиной [4]. После охлаждения конструкции с целью снятия внутренних напряжений

рекомендуется проводить ее высокотемпературный отжиг в течение 3–5 часов. Такой подход позволяет снизить опасность хрупкого разрушения сварного соединения в зоне между рельсовой и хромоникелевой сталью.

В научной литературе и патентных документах [5–11] приводятся различные варианты решений повышения надежности сварных железнодорожных крестовин, связанных с термической обработкой сварных конструкций, с использованием промежуточных вставок, разработкой материалов для изготовления крестовины и рельсов, применением новых способов формирования соединений.

Целью данной работы является повышение механических свойств железнодорожных крестовин, изготовленных сваркой заготовок из стали Гадфильда и рельсовой стали Э76 через промежуточные легированные вставки путем формирования вставки методом наплавки.

Методика экспериментального исследования

В работе анализировали два типа комбинированных конструкций между заготовками из сталей Э76 и 110Г13Л, полученных с использованием промежуточных вставок из высоколегированных сплавов. В первом случае вставки в виде отливок с профилем рельса, изготовленные из стали 12Х18Н10Т, соединяли с заготовками из рельсовой стали Э76 методом стыковой контактной сварки. Во втором случае вставки формиро-

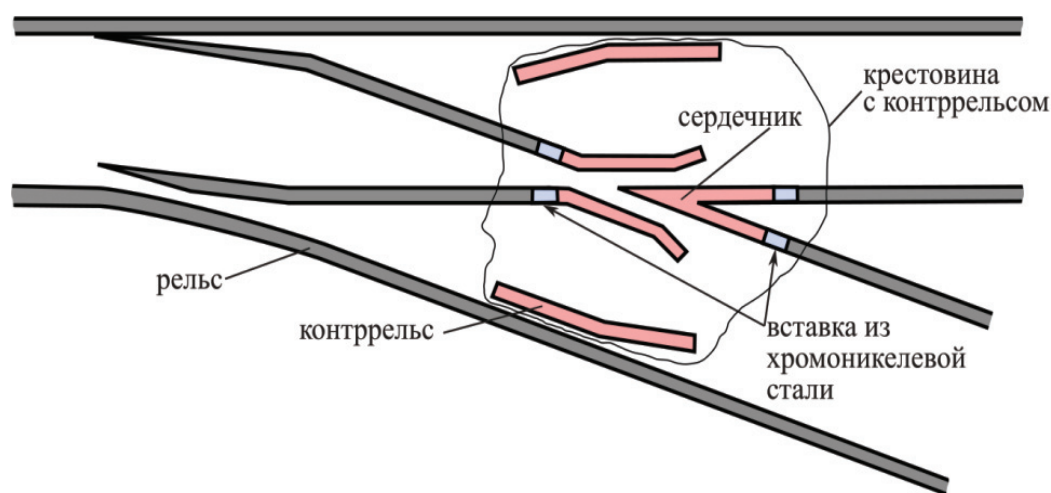


Рис. 1. Схема стрелочного перевода со сварной железнодорожной крестовиной

Fig. 1. Scheme of railroad switch with a welded railway frog

вали по технологии наплавки высоколегированной (Ni, Cr, Mn) проволоки A7-IG на рельсовую заготовку. Химический состав используемых материалов представлен в таблице.

Стыковую контактную сварку заготовок осуществляли на машине НК840.2 при следующих технологических параметрах: номинальное напряжение питающей сети 380 В; номинальная частота 50 Гц; усилие осадки 770 кН; линейная осадка 16 мм; скорость предварительного оплавления 0,1...0,3 мм/с; начальная скорость осадки 25...30 мм/с; продолжительность осадки 3 с. Площадь поперечного сечения заготовок с профилем рельса составляла 12 000 мм². Охлаждение конструкции после сварки выполняли на воздухе.

Импульсно-дуговая наплавка проволоки A7-IG выполнялась на установке РК757-Н в среде Ar + 2 % CO₂. Наплавку осуществляли на торцы рельсов из стали Э76 нанесением последовательно параллельных валиков. При наплавке первых трех слоев ток составлял 160 А, напряжение – 18 В, на последующих четырех слоях – 210 А и 23,3 В соответственно.

После формирования комбинированных конструкций с целью проведения структурных исследований из полученных образцов (рис. 2) по стандартной технологии были изготовлены металлографические шлифы. Для выявления структуры углеродистой стали использовали 3 %-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Структуру наплавочного слоя выявляли раствором кислот HNO₃ и HCl, содержащихся в пропорции 1 : 3. Структурные исследования проводили с использованием светового микроскопа *Carl Zeiss AxioObserver Z1m* и растрового электронного микроскопа *Carl Zeiss EVO 50 XVP*. Микротвердость материалов оценивали на приборе *Wolpert Group 402 MVD*. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,98 Н.

Для определения прочностных характеристик комбинированные конструкции испытывали по схеме трехточечного изгиба с определением разрушающей нагрузки и стрелы прогиба. Испытания проводили по ОСТ 32.133.97 на АО «Новосибирский стрелочный завод» с использованием прессы МИИМ 2500-К. Схема испытаний представлена на рис. 3.

Химический состав используемых материалов

The chemical composition of the materials used

Материал / Materials	Химический элемент, % (вес.) / Chemical element, wt. %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	P	S	Fe
Э76	0,72	0,78	0,14	–	–	–	0,020	0,012	Осн.
12X18H10T	0,11	0,58	0,53	17,1	9,7	0,38	0,021	0,012	Осн.
A7-IG	0,08	7	0,9	19,2	9	–	0,002	0,002	Осн.
110Г13Л	1,02	15,20	0,76	–	–	–	0,057	0,014	Осн.

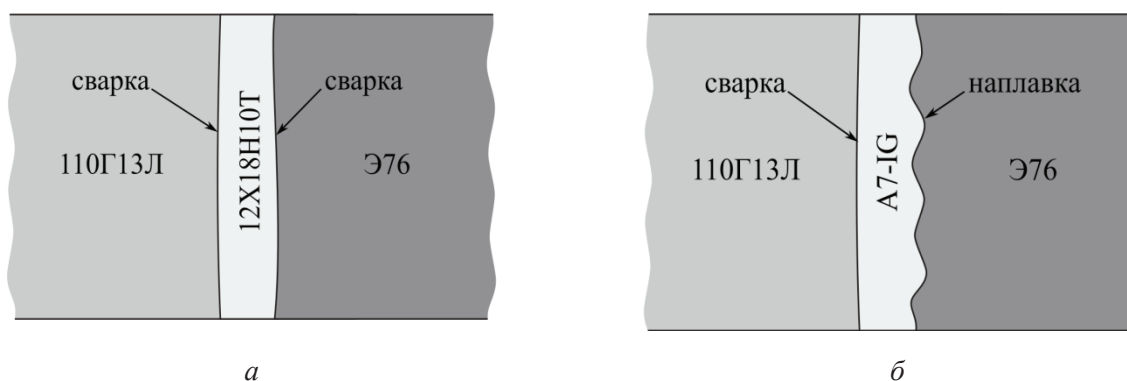


Рис. 2. Схема образцов, полученных с использованием технологии стыковой контактной сварки (а) и комбинацией технологий наплавки и стыковой контактной сварки (б)

Fig. 2. Scheme of samples obtained using only welding (a) and cladding and welding (b)

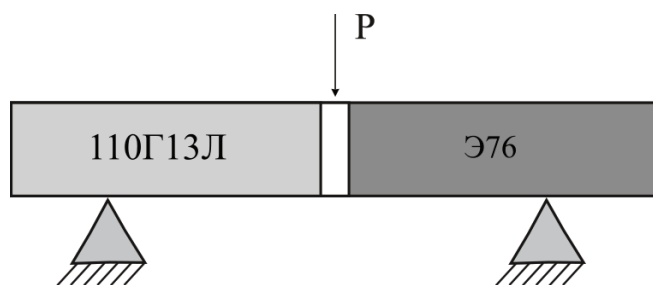


Рис. 3. Схема испытания комбинированной сварной конструкции методом трехточечного изгиба

Fig. 3. The object location in three-point bending test

Результаты и их обсуждение

Анализ выполненных ранее работ [11–18] свидетельствует о достаточно низкой трещиностойкости швов, формируемых при сварке заготовок из сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Связано это главным образом с появлением в зонах соединения разнородных материалов переходных слоев, характеризующихся высокой твердостью и хрупкостью. Пример структуры, полученной при стыковой контактной сварке заготовок из аустенитной и перлитной стали, представлен на рис. 4. Со стороны углеродистой стали в сварном

шве возникает ферритно-перлитная структура с локальными зонами, обогащенными легирующими элементами (рис. 4, а). В слое, примыкающем к аустенитной стали, за счет активных диффузионных процессов, развивающихся при сварке, повышено содержание углерода и снижено содержание хрома, никеля и марганца. Результатом этих процессов является образование в сварных швах микрообъемов мартенсита (рис. 4, б). В некоторых случаях объемная доля мартенсита достигает 90 %, которой достаточно для формирования сплошных прослоек толщиной до 0,5 мм.

Появление в пределах сварного соединения зон с аустенитно-мартенситной и ферритной структурой, твердость которых отличается на 400...500 НВ (максимальная микротвердость мартенсита достигает уровня 900 НВ), является причиной формирования высокого уровня внутренних напряжений и снижения релаксационной способности материала сварного шва. Экспериментально установлено, что сплошные мартенситные прослойки, возникающие при стыковой контактной сварке сталей Э76 и 12Х18Н10Т, значительно снижают трещино-

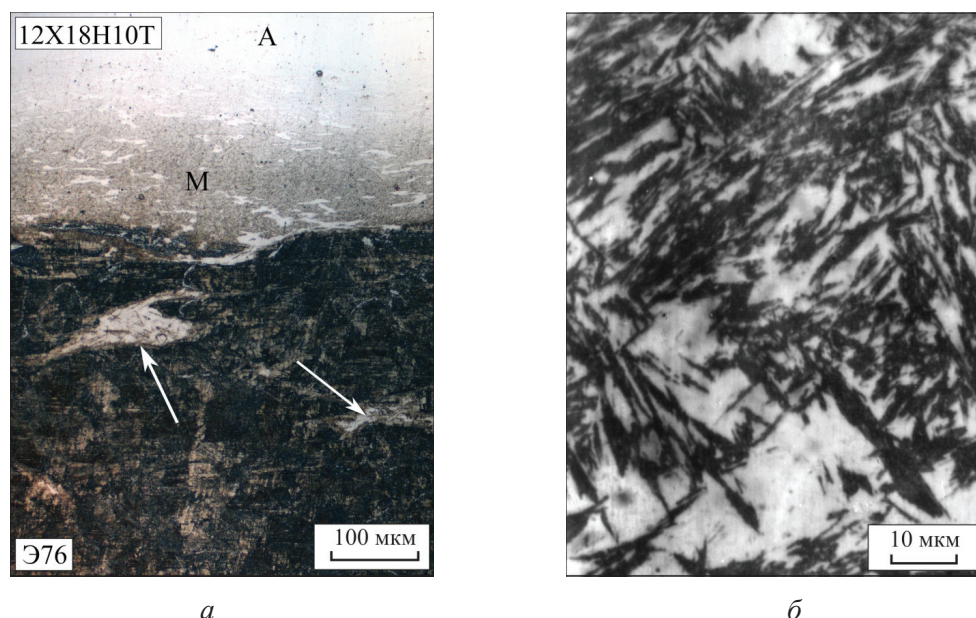


Рис. 4. Микроструктура сварного шва «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», полученного методом стыковой контактной сварки:

а – общий вид сварного шва; б – мартенситная прослойка; А – аустенит; М – мартенсит. Стрелками отмечены локальные области, обогащенные легирующими элементами

Fig. 4. The microstructure of the weld “rail transport steel – austenitic grade corrosion resistant stainless steel” obtained by flash butt welding:

а – overview; б – martensitic layer; А – austenite; М – martensite. Arrows indicate local doped regions

стойкость сварных крестовин. Способы ее повышения могут быть основаны на снижении доли высокопрочной составляющей в зоне сварного соединения и уровня твердости образующегося мартенсита.

Техническое решение, предложенное в работе, связано со снижением объемной доли мартенсита в соединении путем изменения технологии изготовления промежуточных вставок. Вместо отливок из стали 12Х18Н10Т, соединяемых с заготовками из стали Э76 методом стыковой контактной сварки, использовали вставки, полученные по технологии наплавки на заготовки из рельсовой стали высоколегированной проволоки с повышенным содержанием марганца. При изготовлении промежуточных вставок методом наплавки уменьшается расход высоколегированного сплава и устраняется необходимость в дополнительной механической обработке изделий. Согласно диаграмме Шеффлера [19] повышение содержания марганца способствует стабилизации аустенитной структуры наплавленного слоя.

Общий вид наплавленных слоев представлен на рис. 5. Граница раздела материалов неровная (рис. 6, а), на некоторых участках наблюдается глубокое проникновение высоколегированного сплава в заготовку из стали Э76. Наплавляемые слои вблизи границ разбавлены железом, поэтому согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа содержание легирующих элементов в них меньше, чем в исходной проволоке

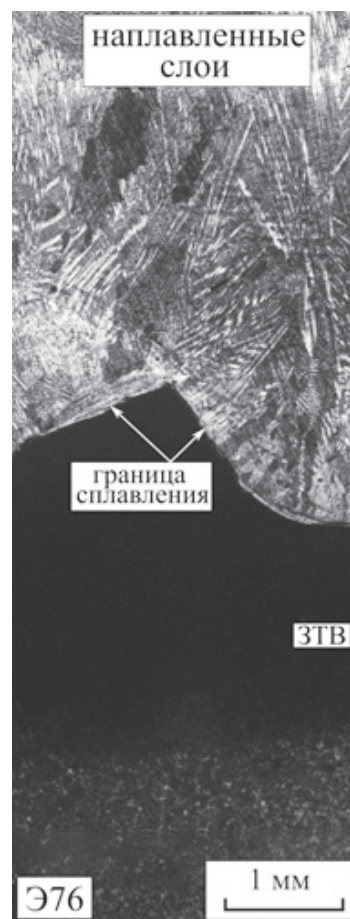
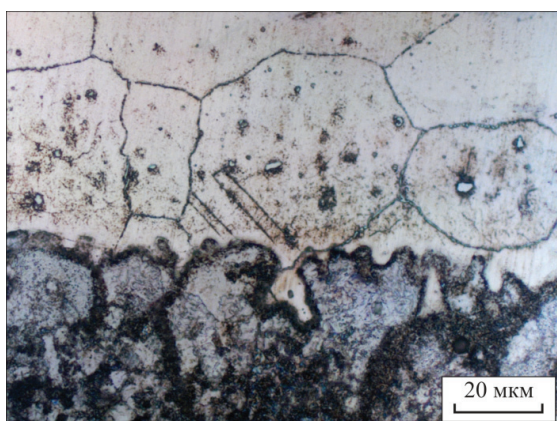
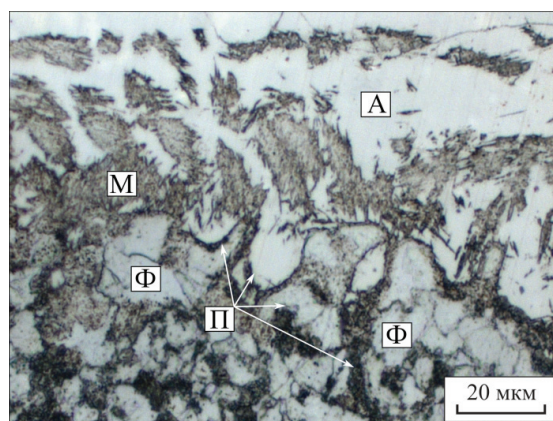


Рис. 5. Общий вид слоев, полученных наплавкой проволоки А7-IG на заготовку из стали Э76

Fig. 5. Overview of the clad layers of the wire A7-IG on high-carbon steel



а



б

Рис. 6. Строение материала вблизи границы сплавления заготовок из разнородных сталей: а – зона без микрообъемов мартенсита; б – структура смешанного типа с микрообъемами мартенсита; А – аустенит; М – мартенсит; П – перлит; Ф – феррит

Fig. 6. The structure of steels near the fusion boundary:

а – without martensite; б – with martensite; А – austenite; М – martensite; П – pearlite; Ф – ferrite

(хром ~ 10 вес. %, никель ~ 4 вес. %, марганец ~ 3,5 вес. %). В некоторых зонах вблизи границ раздела материалов концентрация хрома, никеля и марганца в наплавленных слоях снижается до 5, 3 и 2 % соответственно, что сопровождается образованием мартенсита (рис. 6, б). Особенностью соединений, полученных методом наплавки, является отсутствие сплошных мартенситных прослоек. В пределах переходных слоев объемная доля мартенсита не превышает 10 %.

При реализации технологии импульсно-дуговой наплавки на границе раздела разнородных материалов наблюдается обеднение стали Э76 углеродом, в результате чего возникает структура ферритно-перлитного типа (рис. 6, б). Характерной ее особенностью является формирование мелких перлитных колоний. Такой эффект характерен для зон термического влияния, возникающих при сварке и наплавке низкоуглеродистых сталей. Авторы работы [20] описали особенности строения зоны неполного отжига с различной степенью перекристаллизации структуры при лазерной сварке заготовок из стали 20.

Подобные преобразования реализуются и при наплавке легированной аустенитной стали на заготовки из высокоуглеродистой стали со структурой перлитного типа. В процессе нагрева верхние слои углеродистой стали плавятся и смешиваются с наплавляемым материалом, при этом близлежащие слои стали Э76, находящиеся еще в аустенитном состоянии, обезуглероживаются. При достижении температуры A_{T3} в данных областях начинается формирование новых ферритных зерен. С понижением температуры доля феррита возрастает, а аустенита снижается. При достижении температуры A_{T1} и концентрации углерода в аустените, равной 0,8 %, происходит перлитное превращение. Особенностью формируемого перлита является присутствие в нем дефектных по форме цементитных пластин и карбидов глобулярного типа (рис. 7). Размер зерен α -фазы вблизи границы раздела разнородных материалов достигает 12...15 мкм. Минимальный размер ферритных зерен, возникших в зоне термического влияния, составляет 5 мкм. По мере удаления от границы сплавления в сторону углеродистой стали объемная доля перлита возрастает, и на глубине 70...120 мкм структура материала по соотношению перлита и феррита соответствует исходному строению стали Э76.

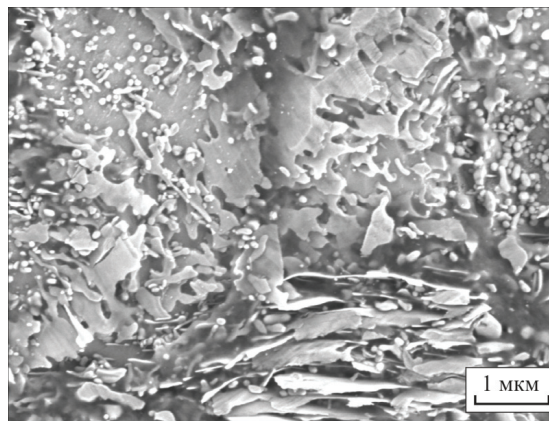


Рис. 7. Цементит в перлитных колониях, зафиксированных вблизи границы сплавления сталей

Fig. 7. Cementite formed during accelerated austenite decompositions

Уровень микротвердости областей наплавленного материала, в которых наблюдаются кристаллы мартенситного типа, может достигать 680 HV. Однако матрица пластичного аустенита, которая окружает микрообъемы мартенсита, обеспечивает эффективную релаксацию остаточных напряжений, что благоприятно отражается на трещиностойкости материала. На границе сплавления разнородных материалов при отсутствии мартенсита перепад по уровню микротвердости составляет менее 100 HV. С позиции формирования остаточных напряжений и обеспечения необходимых показателей трещиностойкости сварных соединений эти значения вполне приемлемы.

Результаты испытаний по схеме трехточечного изгиба сварных конструкций из сталей 110Г13Л и Э76, сваренных с использованием вставок из стали 12Х18Н10Т, свидетельствуют о достаточно низкой прочности полученных материалов. В большинстве случаев разрушение сварных композиций происходит по сварным швам между сталями Э76 и 12Х18Н10Т с формированием низкоэнергетичных неразвитых поверхностей (рис. 8, а). Среднее значение нагрузки, приводящей к разрушению полученных таким образом конструкций, составляет 1280 кН. Стрела прогиба в момент разрушения сварного изделия достигает 17,3 мм. Данные показатели близки к минимальным допустимым значениям, приведенным в техническом регламенте на сварные железнодорожные крестовины (1250 кН, 15 мм).

*a**б*

Рис. 8. Поверхности разрушения сварных соединений после испытаний по схеме трехточечного изгиба:

a – излом конструкции, полученной методом сварки сталей Э76 и 12Х18Н10Т; *б* – излом конструкции, сформированной с использованием технологии наплавки высоколегированной стали

Fig. 8. The fracture surface of welded joints after three-point bending tests:

a – welding; *б* – cladding of austenitic inser

Разрушение конструкций, полученных с использованием промежуточных вставок, которые были сформированы методом импульсно-дуговой наплавки, происходит также преимущественно по границам сплавления (рис. 8, *б*), однако отсутствие сплошных мартенситных прослоек мартенсита обеспечивает более высокие значения разрушающей нагрузки (1465 кН) и стрелы прогиба (20,1 мм). Эти показатели примерно на 15 % выше, чем при использовании литых промежуточных вставок из стали 12Х18Н10Т.

Выводы

1. Особенность структуры слоев, сформированных импульсно-дуговой наплавкой проволоки А7-IG на рельсовую сталь Э76, состоит в отсутствии сплошных мартенситных зон, являющихся основной причиной охрупчивания подобных соединений, получаемых методом стыковой контактной сварки сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Объемная доля мартенсита, образующегося при реализации технологии сварки достигает 90 %, при наплавке – не более 10 %.

2. Максимальный уровень микротвердости, соответствующий зонам со структурой мартенситного типа, возникшим при наплавке проволоки А7-IG на рельсовую сталь Э76, составляет 680 HV, что существенно ниже по сравнению с микротвердостью мартенсита, образующегося при реализации технологии стыковой контактной сварки (900 HV).

3. На участках границ сплавления проволоки А7-IG и стали Э76, характеризующихся отсутствием микрообъемов мартенсита, перепад значений микротвердости не превышает 100 HV.

4. Особенностью строения перлитных колоний в зонах термического влияния, образующихся при наплавке высоколегированной проволоки А7-IG на заготовки из стали Э76, является присутствие карбидов глобулярного типа и дефектных по форме цементитных пластин.

5. Отсутствие сплошных мартенситных прослоек в зонах сопряжения разнородных сталей позволяет повысить на 15 % значение разрушающей нагрузки и стрелы прогиба при испытаниях конструкций по схеме трехточечного изгиба.

Список литературы

1. Готальский Ю.Н. Сварка разнородных сталей. – Киев: Техника, 1981. – 184 с.
2. Вороненко В.И. Износостойкие аустенитные высокомарганцовистые стали // Литейное производство. – 1998. – № 1. – С. 19–22.
3. He L., Jin Z.H., Lu J.D. Modulated structures and ordering structures in alloying austenitic manganese steel // Acta Metallurgica Sinica. – 2001. – Vol. 14, N 2. – P. 148–152.
4. Патент 1819305 СССР. Способ соединения деталей стрелки / Блумауер Й. – № 5001090; заявл. 19.07.1991; опубл. 30.05.1993.
5. Патент 2129938 Российская Федерация. Способ соединения изделий из высокоуглеродистой стали с изделием из высокомарганцовистой аустенитной стали / Аптекарь Н.М., Белокуров Э.С., Поляков В.Ф., Елсаков Н.Н., Глюзберг Б.Э., Ларкин А.В., Белянцев С.В. – Заявл. 20.05.1998; опубл. 10.05.1999.
6. А. с. 1815071 СССР. Способ контактной стыковой сварки оплавлением / Генкин И.З., Кучук-Яценко С.И., Шур Е.А., Лядов В.В., Синадский Н.А., Путря Н.Н., Богорский М.В., Дусевич В.М., Турбина Л.А., Строев В.С., Радыгин Ю.Н., Горонков Н.Д. – Заявл. 06.09.1990; опубл. 15.05.1993.
7. Патент 2128564 Российская Федерация. Способ соединения изделий из высокоуглеродистой стали с изделием из высокомарганцовистой аустенитной стали / Аптекарь Н.М., Белокуров Э.С., Поляков В.Ф., Айзатулов Р.С., Буймов В.А., Маслаков А.А., Сапрыкин В.А., Никиташев М.В., Чичков В.И., Юшманов Ю.М., Елсаков Н.Н., Ермолаев А.И., Мазур В.Л. – Заявл. 31.12.1996; опубл. 10.04.1999.
8. Patent 04-046686 JP. Joining method of high manganese steel and high carbon steel / Yasushi T. – Publ. date 1992.
9. Davis D. The highspeed trains and reliability of railway // Railway Track and Structures. – 2001. – N 10. – P. 17–19.
10. Davis D. The quality of switches // International Railway Journal. – 2002. – N 3. – P. 24–25.
11. Структурные особенности сварного соединения железнодорожных крестовин с рельсами / А.А. Никулина, В.Г. Буров, А.А. Батаев, В.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2007. – № 1 (34). – С. 32–34.
12. Microstructure and fracture behaviour of flash butt welds between dissimilar steels / A.A. Nikulina, A.A. Bataev, A.I. Smirnov, A.I. Popelyukh, V.G. Burov, S.V. Veselov // Science and Technology of Welding and Joining. – 2015. – Vol. 20, N 2. – P. 138–144.
13. Welding of high manganese steel to high carbon steel / M.H. Guo, D.C. Shao, Z.G. Dong, J.C. Yang // Transactions of the China Welding Institution. – 2002. – Vol. 23. – P. 6–10.
14. Особенности формирования структуры соединений рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Швеиц, Г.Н. Гордань, Ю.В. Швеиц, Н.Д. Горонков // Автоматическая сварка. – 2006. – № 1. – С. 3–9.
15. Welding high-manganese and carbon steels / N.A. Sinadskii, L.A. Turbina, I.Z. Genkin, B.E. Glyuzberg, V.M. Dusevich, N.V. Bogorskii, N.D. Goronkov // Welding International. – 1994. – Vol. 8 (1). – P. 58–61. – DOI: 10.1080/09507119409548546.
16. Никитин А.С. Контактная стыковая сварка стали Гадфильда с рельсовой сталью // Сварочное производство. – 2000. – № 9. – С. 38–40.
17. Welding of railway rail and high manganese steel frog (Paper 3) / M. Gua, R. Wang, F. Wang, W. Zhang, W. Wu // Transactions of The China Welding Institution. – 2002. – N 6. – P. 25–28.
18. Zhang J., Zhang F. Microstructures of bond area in stainless steel and ZGMn13 steel flash welding joint // Acta Metallurgica Sinica (Chinese Letters). – 2001. – Vol. 37, N 7. – P. 713–716.
19. Schaeffler A.L. Constitution diagram for stainless steel weld metal // Metal Progress. – 1949. – Vol. 56, N 11. – P. 680–680b.
20. Особенности формирования сварных швов при лазерной сварке углеродистых сталей / А.М. Оришич, Е.Д. Головин, В.Г. Буров, В.А. Батаев, Ю.В. Афонин, А.Ю. Огнев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2005. – № 4 (29). – С. 13–14.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Microstructural Features of Welded Railway Frogs formed by Flash Butt Welding and Pulse-Arc Cladding

Aelita Nikulina^{1, a,*}, *Alexandra Porechina*^{2, b}, *Sergey Khlebnikov*^{2, c}, *Zinaida Bataeva*^{3, d},
Vladimir Potapov^{4, e}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² JSC "Novosibirsk switch plant", 7 Aksenova st., Novosibirsk, 630025, Russian Federation

³ Siberian State University of Water Transport, 33 Schetinkina st., Novosibirsk, 630099, Russian Federation

⁴ Novosibirsk State Pedagogical University, 28 Viluiskaya st., Novosibirsk, 630126, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>, a.nikulina@corp.nstu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-5925-6455>, porechina13@mail.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0001-5231-6056>, khsv0196@yandex.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-5027-6193>, bataevazb@ngs.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0001-9461-2064>, vm_potapov@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 February 2020

Revised: 12 March 2020

Accepted: 15 April 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Flash Butt welding
 Impulse arc cladding
 Dissimilar steels
 Microstructure
 Welded Railway Frogs

Acknowledgements

The studies were performed using the equipment of the Common Use Center "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU.

ABSTRACT

Introduction. Railway crosses (frogs) are important elements of the railway track. In the transition from detachable joints of crosses and rails to permanent connection using butt flash welding, the main problem is to obtain joints characterized by high fracture toughness. **The work purpose** is to increase the mechanical properties of railway frogs made by welding workpieces from Hadfield steel and rail steel through intermediate alloyed inserts forming by cladding. **Materials and methods.** Combined constructions between workpieces made from high-carbon and high-manganese steels through an intermediate chromium-nickel insert are analyzed in the work. In the first case, inserts were connected to the workpieces from high-carbon steel by flash butt welding. In the other case, inserts were formed by pulse-arc cladding of A7-IG wire on rail billets. Structural studies are carried out using light microscope and scanning electron microscope equipped with EDX. Microhardness measurements are made with Wolpert Group 402 MVD tester. To determine the strength characteristics, the resulting combined structures are tested according to the three-point bending scheme with the determination of the fracture load and the deflection. **Results.** It is established that in the joints obtained by pulse-arc cladding of A7-IG wire on rail steel a continuous martensitic layer, which is the main reason for the embrittlement of the joints made by flash butt welding does not appear. The austenite-martensite structure is formed as intermittent layers along the boundaries of dissimilar materials. The maximum microhardness level corresponding to martensitic zones is 680 HV. Three-point bending testing showed that structures in which the intermediate austenitic insert is formed by pulsed-arc cladding, the breaking load and the maximal deflection increased by about 15 % comparing with joints fully made by welding.

For citation: Nikulina A.A., Porechina A.A., Khlebnikov S.V., Bataeva Z.B., Potapov V.M. Microstructural features of welded railway frogs formed by flash butt welding and pulse-arc cladding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 53–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-53-62. (In Russian).

References

1. Gotal'skii Yu.N. *Svarka raznorodnykh stalei* [Dissimilar steels welding]. Kiev, Tekhnika Publ., 1981. 184 p.
2. Voronenko V.I. Iznosostoikiye austenitnye vysokomargantsovistye stali [Wear-resistant austenitic high manganese steels]. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 1998, no. 1, pp. 19–22.

* Corresponding author

Saprykina Natalia A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Yurga Institute of Technology,
 26 Leningradskaya st.,
 652055, Yurga, Russian Federation
E-mail: nat_anat_sapr@mail.ru

3. He L., Jin Z.H., Lu J.D. Modulated structures and ordering structures in alloying austenitic manganese steel. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, vol. 14, no. 2, pp. 148–152.
4. Blumauer J. *Sposob soedineniya detalei strelki* [Method for joining parts with switch]. Patent USSR, no. 1819305, 1993.
5. Aptekar' N.M., Belokurov E.S., Polyakov V.F., Elsakov N.N., Glyuzberg B.E., Larkin A.V., Belyantsev S.V. *Sposob soedineniya izdelii iz vysokouglerodistoi stali s izdeliem iz vysokomargantsovistoi austenitnoi stali* [Method of joining articles from high-carbon steel with article from highmanganese austenitic steel]. Patent RF, no. 2129938, 1999.
6. Genkin I.Z., Kuchuk-Yatsenko S.I., Shur E.A., Lyadov V.V., Sinadskii N.A., Putrya N.N., Bogorskii M.V., Dusevich V.M., Turbina L.A., Stroev V.S., Radygin Yu.N., Goronkov N.D. *Sposob kontaktnoi stykovoï svarki oplavleniem* [Contact flash-butt welding method]. Inventor's Certificate USSR, no. 1815071, 1993.
7. Aptekar' N.M., Belokurov E.S., Polyakov V.F., Aizatulov R.S., Buimov V.A., Maslakov A.A., Saprykin V.A., Nikitashev M.V., Chichkov V.I., Yushmanov Yu.M., Elsakov N.N., Ermolaev A.I., Mazur V.L. *Sposob soedineniya izdelii iz vysokouglerodistoi stali s izdeliem iz vysokomargantsovistoi austenitnoi stali* [The method of connecting products from high carbon steel with a product from high manganese austenitic steel]. Patent RF, no. 2128564, 1999.
8. Yasushi T. *Joining method of high manganese steel and high carbon steel*. Patent JP, no. 04-046686, 1992.
9. Davis D. The highspeed trains and reliability of railway. *Railway Track and Structures*, 2001, no. 10, pp. 17–19.
10. Davis D. The quality of switches. *International Railway Journal*, 2002, no. 3, pp. 24–25.
11. Nikulina A.A., Burov V.G., Bataev A.A., Bataev V.A. Strukturnye osobennosti svarnogo soedineniya zheleznodorozhnykh krestovin s rel'sami [Structural features of welded joint between railway crossings and rails]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2007, no. 1 (34), pp. 32–34. (In Russian).
12. Nikulina A.A., Bataev A.A., Smirnov A.I., Popelyukh A.I., Burov V.G., Veselov S.V. Microstructure and fracture behaviour of flash butt welds between dissimilar steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2015, vol. 20, no. 2, pp. 138–144.
13. Guo M.H., Shao D.C., Dong Z.G., Yang J.C. Welding of high manganese steel to high carbon steel. *Transactions of the China Welding Institution*, 2002, vol. 23, pp. 6–10.
14. Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets V.I., Gordan G.N., Shvets Yu.V., Goronkov N.D. Features of formation of structure of joints of rail steel M76 to steel 110G13L made by flash-butt welding. *Paton Welding Journal*, 2006, no. 2, pp. 2–8. Translated from *Avtomaticheskaya svarka*, 2006, no. 1, pp. 3–9.
15. Sinadskii N.A., Turbina L.A., Genkin I.Z., Glyuzberg B.E., Dusevich V.M., Bogorskii N.V., Goronkov N.D. Welding high-manganese and carbon steels. *Welding International*, 1994, vol. 8 (1), pp. 58–61. DOI: 10.1080/09507119409548546.
16. Nikitin A.S. Flash welding Hadfield steel to rail steel. *Welding International*, 2001, vol. 15, no. 3, pp. 217–219. DOI: 10.1080/09507110109549344. Translated from *Svarochnoe proizvodstvo*, 2000, no. 9, pp. 38–40.
17. Gua M., Wang R., Wang F., Zhang W., Wu W. Welding of railway rail and high manganese steel frog (Paper 3). *Transactions of the China Welding Institution*, 2002, no. 6, pp. 25–28.
18. Zhang J., Zhang F. Microstructures of bond area in stainless steel and ZGMn13 steel flash welding joint. *Acta Metallurgica Sinica (Chinese Letters)*, 2001, vol. 37, no. 7, pp. 713–716.
19. Schaeffler A.L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 1949, vol. 56, no. 11, pp. 680–680b.
20. Orishich A.M., Golovin E.D., Burov V.G., Bataev V.A., Afonin Yu.V., Ognev A.Yu. Osobennosti formirovaniya svarnykh shvov pri lazernoi svarke uglerodistykh staley [Features of the formation of welds in laser welding of carbon steels]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2005, no. 4 (29), pp. 13–14. (In Russian).

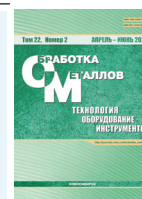
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Влияние параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства на структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали 12X18Н9Т

Анна Зыкова^{а, *}, Сергей Никонов^б, Вероника Утяганова^с, Евгений Колубаев^д

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>,  zykovaap@mail.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-5588-4718>,  SergRFF@ngs.ru,

^с  <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>,  filaret_2012@mail.ru, ^д  <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>,  eak@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.1:620.184:620.178.152

История статьи:

Поступила: 09 марта 2020

Рецензирование: 02 апреля 2020

Принята к печати: 17 апреля 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Электронный луч

Аустенитная сталь

Ток электронного пучка

Скорость наплавки

Скорость подачи проволоки

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.11.

АННОТАЦИЯ

Введение. В современной промышленной и научно-технической сфере проблема создания деталей из различных металлов и сплавов аддитивными методами является одной из наиболее острых и требующих своевременного решения. Связано это прежде всего с необходимостью получения крупногабаритных деталей сложной формы с высокой производительностью и как можно с меньшим количеством отходов. Одним из наиболее применимых аддитивных методов для формирования изделий является электронно-лучевая проволоочная технология. С применением проволоочного филамента и электронного луча для плавления в зоне печати возможно получение деталей с высокой производительностью и приемлемыми показателями получаемой структуры и механических свойств. Однако на настоящее время недостаточно представлены в литературе взаимосвязи получаемой структуры и механических свойств от параметров процесса аддитивного электронно-лучевого производства. В связи с этим **целью данной работы** является проведение анализа влияния технологических параметров процесса аддитивного электронно-лучевого производства на формирование изделий из стали 12X18Н9Т. **Результаты и обсуждение.** В качестве варьируемых параметров использовали ток электронного пучка, линейную скорость печати и коэффициент подачи проволоки, а за параметр оптимизации был принят предел прочности. Установлены оптимальные параметры тока электронного пучка (40 мА), скорости наплавки (180 мм/мин) и коэффициента подачи проволоки (1,3) при постоянном ускоряющем напряжении (30 кВ), которые позволяют сформировать изделие в целом без дефектов и без оплавления ранее сформированных слоев с пределом прочности 583 МПа. Показано, что использование наибольших значений скорости наплавки (320 мм/мин) и коэффициента подачи проволоки (1,3) при варьировании тока электронного пучка не позволяют осуществить процесс формирования образцов. Установлено, что при параметрах процесса электронно-лучевого аддитивного производства, обеспечивающих формирование изделия в целом, получаемые в материалах структуры обеспечивают механические свойства в пределах 558...595 МПа.

Для цитирования: Влияние параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства на структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали 12X18Н9Т / А.П. Зыкова, С.Ю. Никонов, В.Р. Утяганова, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 63–75. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-63-75.

Введение

В настоящее время в научно-исследовательской литературе проблема аддитивного производства представлена наиболее широко [1–16]. Это связано прежде всего с интересом к отрасли со стороны промышленных предприятий авиационной и ракетно-космической сферы, а также

морской техники и металлургической промышленности. Аддитивные технологии позволяют формировать изделия с минимальной финишной обработкой после печати и экономией исходного сырья, что наиболее актуально с точки зрения производства деталей из дорогостоящих материалов, а также крупногабаритных изделий в виде корпусов, баков, втулок.

Аддитивные технологии позволяют изготавливать детали из стали [2, 6–8, 13], меди со сталью [12], титановых сплавов [4, 8, 10, 15, 16] и др. В основном для производства деталей из различных металлов и сплавов используются техно-

*Адрес для переписки

Зыкова Анна Петровна, к.ф.-м.н., ведущий инженер
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
пр. Академический 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: 8-923-448-20-00, e-mail: zykovaap@mail.ru

логии, основанные на селективном сплавлении или спекании порошкового материала. В настоящее время для производства изделий набирает актуальность применение технологий аддитивного электронно-лучевого проволочного производства [2, 6, 7, 12, 14, 15]. Проволочные технологии аддитивного производства имеют более высокую производительность, чем технологии, основанные на послойном сплавлении порошкового материала. Кроме того, применение проволочных филаментов обуславливает меньшую стоимость исходного сырья по сравнению с порошковыми технологиями. Наиболее производительными из проволочных технологий являются методики, основанные на электродуговом способе расплавления материала. Технологии, основанные на электронно-лучевом способе расплавления проволок в вакууме, позволяют получать изделия с высокой производительностью и высокими показателями по качеству материала и механическим свойствам.

Следует отметить, что в современной литературе имеется небольшое количество сведений по влиянию технологических параметров на процесс электронно-лучевого аддитивного производства, включающих в себя скорость подачи, ускоряющее напряжение, ток пучка и скорость перемещения зоны печати вдоль образца [17–20]. При этом влияние параметров электронно-лучевого аддитивного производства определяет зависимости теплового воздействия на материал в процессе печати.

Исходя из этого **целью** настоящей работы является определение влияния параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства на формирование изделий аустенитной стали 12Х18Н9Т, их структуру и механические свойства.

Методика исследований

Для формирования изделий методом электронно-лучевого аддитивного производства использовали филамент нержавеющей аустенитной стали марки 12Х18Н9Т диаметром 1,0 мм. В качестве подложки использовали сталь 12Х18Н9Т толщиной 5 мм.

Для установления оптимальных технологических параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства образцы изготавлива-

ли в виде стенок (рис. 1). Изготовление стенок производили на экспериментальном оборудовании для электронно-лучевого аддитивного получения в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН по схеме, представленной на рис. 1. Образец в виде вертикальной стенки 1 формировался на поверхности подложки из стали 12Х18Н9Т 2, зафиксированной на охлаждаемом медном столе 3, из филамента 4 (проволока диаметром 1,0 мм из стали 12Х18Н9Т), расплавляемого в зоне печати электронным лучом 5 от источника 6, фокусируемого систе-

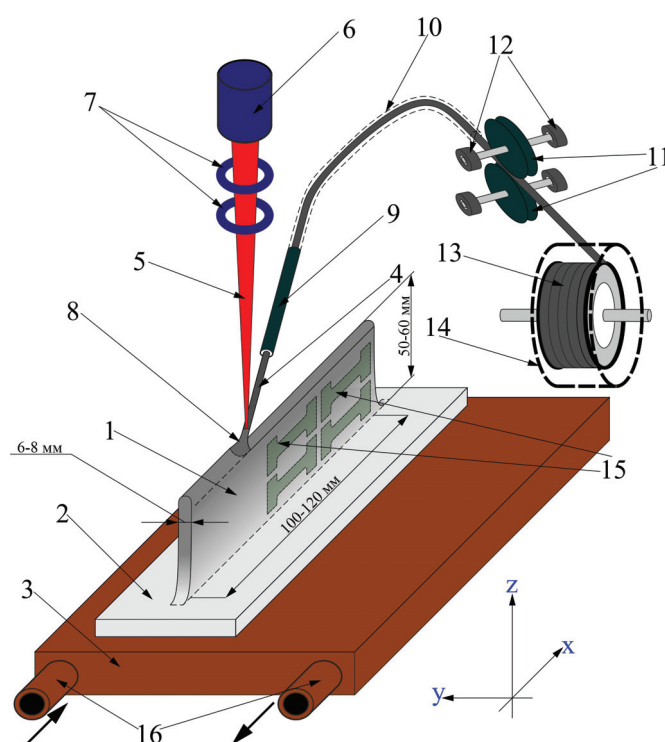


Рис. 1. Схема 3D-печати образцов в форме «стенок» методом аддитивного электронно-лучевого производства:

1 – образец; 2 – подложка; 3 – охлаждаемый медный стол; 4 – филамент; 5 – электронный луч; 6 – источник луча; 7 – система фокусировки луча; 8 – ванна расплава; 9 – сопло; 10 – направляющая трубка; 11 – подающие ролики; 12 – подшипники; 13 – барабан; 14 – экран; 15 – образцы для механических испытаний; 16 – подача охлаждающей жидкости для стола

Fig. 1. Scheme of 3D-printing wall-shaped samples by additive electron beam manufacturing:

1 – sample; 2 – substrate; 3 – cooled copper table; 4 – filament; 5 – electron beam; 6 – beam source; 7 – beam focusing system; 8 – molten pool; 9 – nozzle; 10 – guide tube; 11 – feed rollers; 12 – bearings; 13 – revolver; 14 – screen; 15 – samples for mechanical testing; 16 – table coolant supply

мой фокусировки 7 на зону ванны расплава 8. Филамент подается через сопло 9, в которое направляется трубкой 10 системой роликового податчика 11, установленной на подшипниковых опорах 12 из барабана 13, закрытого при электронно-лучевой печати экраном 14. После печати из экспериментальных образцов вырезались образцы в виде «лопаток» для механических испытаний на растяжение 15. В процессе печати поверхность медного стола охлаждается путем пропускания жидкости через охлаждающие каналы 16.

Подбор параметров процесса электронно-лучевого аддитивного производства проводили с целью определения контролируемых параметров процесса и оптимизации этих параметров для обеспечения получения стенок с одной из заданных характеристик (параметра оптимизации). В настоящем исследовании за параметр оптимизации был принят предел прочности (σ_b). В качестве варьируемых параметров использовали: ток электронного пучка (I_e , А), линейную скорость печати (V_w , мм/мин) и коэффициент подачи проволоки ($k_{пр}$). Коэффициент подачи проволоки ($k_{пр}$) является аналогом скорости подачи филамента ($V_{пр}$) и рассчитывается исходя из геометрических размеров формируемого слоя стенок и диаметра филамента. Условно коэффициент подачи определяется по формуле

$$k = \frac{V'}{V},$$

где V' – скорость подачи материала мм/мин; V – скорость подачи образца, мм/мин.

Ускоряющее напряжение при варьировании параметров оптимизации оставляли неизменным, а именно 30 кВ.

Тепловой вклад в работе оценивался через параметр погонной энергии по формуле

$$E = \frac{60UI}{1000V},$$

где U – ускоряющее напряжение, В; I – сила тока, А; V – скорость подачи проволоки, мм/мин.

В табл. 1 представлены данные по планированию серии экспериментов с указанием комбинаций параметров процесса мультитручкового электронно-лучевого аддитивного производства изделий из филаментов аустенитной стали марки 12X18H9T.

Механические свойства определяли на универсальной испытательной машине УТС-110М в испытаниях образцов, вырезанных горизонтально из «стенок» (направление x на рис. 1). Испытания проводили на растяжение со скоростью деформации 1 мм/мин. Размеры рабочей части образцов для испытаний составляли 2,7×2,5×12 мм. Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Altami MET 1С и конфокальном микроскопе Olympus LEXT 4100.

Химический состав филамента и аддитивных изделий из аустенитной стали марки 12X18H9T определялся при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра NitonXL3t.

Таблица 1

Table 1

Параметры процесса мультитручкового электронно-лучевого аддитивного производства для серии из 8 экспериментов

Multibeam electron beam additive manufacturing process parameters for a series of 8 experiments

Номер серии эксперимента	Ток электронного пучка, мА	Линейная скорость печати, мм/мин	Коэффициент подачи проволоки (k)	Напряжение, кВ
1	40	180	0,9	30
2	65	180	0,9	
3	40	320	0,9	
4	65	320	0,9	
5	40	180	1,3	
6	65	180	1,3	
7	40	320	1,3	
8	65	320	1,3	

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены изображения образцов, полученных по различным режимам электронно-лучевого формирования согласно табл. 1. Внешний обзор полученных образцов показывает, что режимы 1, 2, 4–6 позволяют получить образцы из филаментов аустенитной стали марки 12X18H9T с удовлетворительными формами и размерами. Параметры процесса печати, характерные для режимов 7 и 8, не позволяют осуществить процесс формирования образцов.

По режиму 7 изделие не формируется (рис. 2, ж) по причине низкого значения погонной энергии (225 кДж/м) в сочетании с высоким значением коэффициента подачи филамента ($k = 1,3$). Филамент не плавится вообще и аддитивный процесс не реализуется. Сочетание такого же значения подачи филамента ($k = 1,3$) с умеренным значением погонной энергии (368 кДж/м) не обеспечивает устойчивого процесса формирования изделия. Филамент плавится частично, и уже на третьем слое аддитивный процесс прекращается.

Сочетание низких значений погонной энергии (225 кДж/м) и коэффициента подачи проволоки ($k = 0,9$), реализованное в режиме 3, принципиально позволяет формировать изделие (рис. 2, в). Однако и в этом случае подведенной погонной энергии оказывается недостаточно для полного плавления филамента. Высокое значение погонной энергии (650 кДж/м), реализованное в режимах 2 и 6, позволяет полностью плавить филамент независимо от коэффициента подачи ($k = 0,9$ или $k = 1,3$), но одновременно с этим происходит чрезмерное оплавление ранее сформированных слоев.

При этом оплавление материала формируемого изделия частично компенсируется повышенным объемом филамента при большем значении коэффициента его подачи, что реализовано в режиме 6 (рис. 2, е). Сочетание умеренного значения погонной энергии (368 кДж/м) с низким значением коэффициента подачи филамента ($k = 0,9$), реализованное в режиме 4, позволяет устойчиво формировать изделие с удовлетворительным внешним видом.

Еще более лучший результат реализуется в режиме 5 (рис. 2, д) при сочетании высо-

кого значения коэффициента подачи филамента ($k = 1,3$) и также умеренного, но несколько большего значения погонной энергии (400 кДж/м). Как следует из сравнения геометрических размеров (и внешнего вида) изделий, сформированных по режимам 4 и 5, у последнего повышенная на 8,0 % погонная энергия позволила полностью переплавить подаваемый филамент без оплавления ранее сформированных слоев. В то же время при аналогичном значении погонной энергии (400 кДж/м) в сочетании с низким значением коэффициента подачи филамента ($k = 0,9$) имеет место чрезмерное оплавление ранее сформированных слоев (см. изображение изделия, сформированного по режиму 1).

Легирующие элементы, определяющие марку материала, такие как хром, никель и титан, в стенках образцов по режимам 4–6 соответствуют исходному филаменту (табл. 2). В то же время содержание марганца как химического элемента, наиболее чувствительного к повышенным температурам в процессе переделов плавлением, понизилось по сравнению с исходным материалом (1,163 % вес.) в 2 раза для режима 5 и в 6,5 раз для режима 6. Другими словами, повышенные значения погонной энергии вызывают избыточное испарение чувствительных к перегреву элементов.

На рис. 3–6 приведены изображения макро- и микроструктуры изделий в сечениях, перпендикулярных направлению формирования слоев, сформированных при реализации эксперимента по оптимизации нового технологического процесса электронно-лучевой аддитивной технологии из филаментов аустенитной стали марки 12X18H9T.

В режиме 2 при наибольшем значении погонной энергии (650 кДж/м) в сочетании с наименьшим значением коэффициента подачи проволоки ($k = 0,9$) имеет место чрезмерное проплавление ранее сформированных слоев. Это приводит к проплавлению филамента в подложку на большую глубину, а в последующих слоях – оплавлению и растеканию расплавленного филамента по образцу. В результате формируются геометрически низкие по высоте и широкие образцы, а границы слоев практически не различимы. Это хорошо видно на изображении микроструктуры изделия на рис. 4, б.

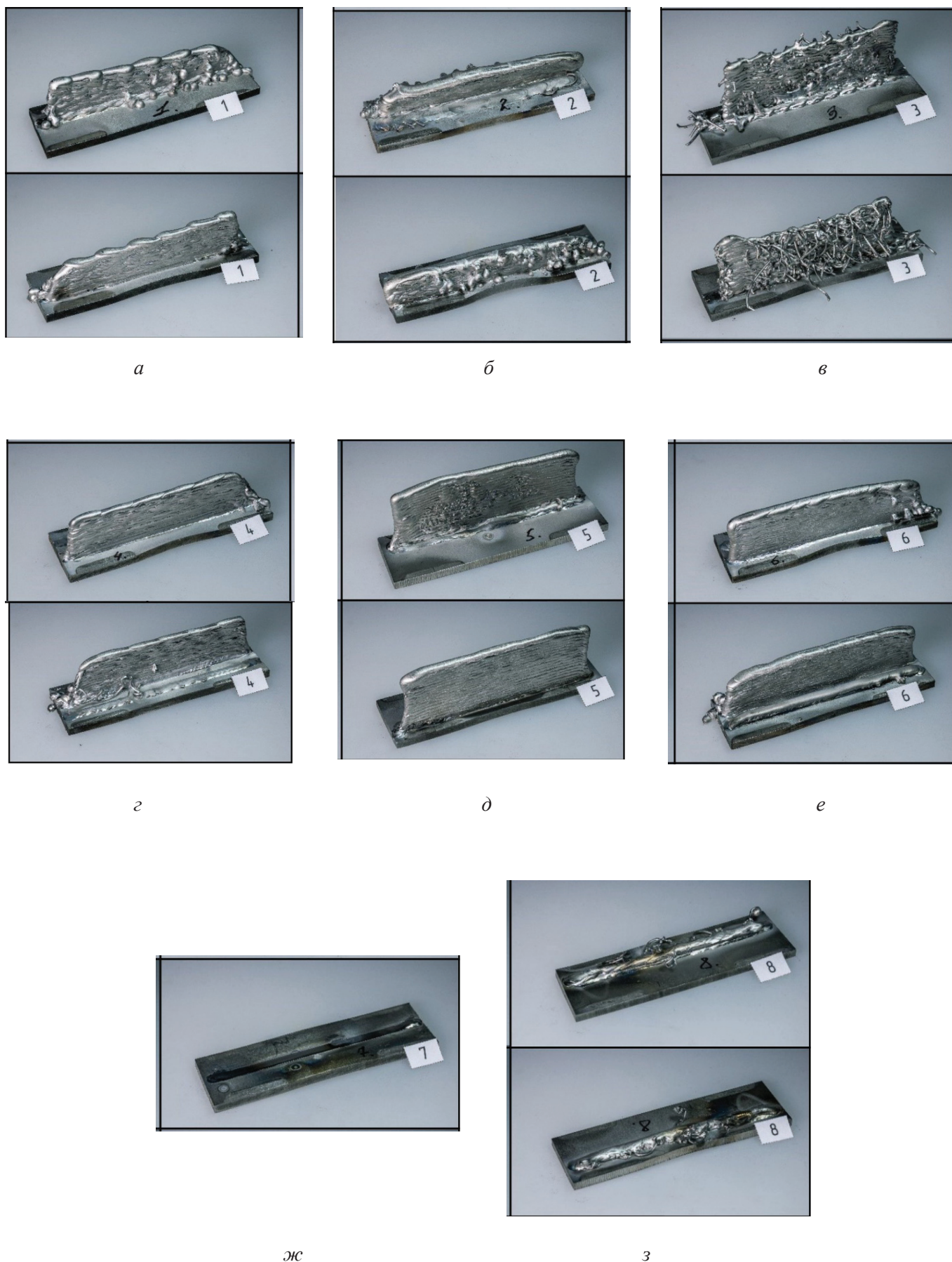


Рис. 2. Внешний вид образцов стали 12X18H9T после 3D-печати

Fig. 2. Overview of samples made of SS321 after 3D printing

Таблица 2

Table 2

Фактическое содержание основных легирующих элементов исходного проволоки (филамента) из аустенитной стали 12X18Н9Т и стенок, сформированных методом электронно-лучевой технологии в процессе оптимизации факторов

Actual content of the main alloying elements of the raw wire (filament) from austenitic steel 321 and wall-shaped samples formed by electron beam additive manufacturing in the process of factors optimization

Материал	Содержание химических элементов, % вес.				
	Si	Mn	Cr	Ni	Ti
Исходный (проволока)	0,420±0,076	1,163±0,095	17,79±0,09	9,72±0,11	0,839±0,061
Образец № 1	0,472±0,059	0,194±0,045	17,49±0,07	9,89±0,10	0,943±0,034
Образец № 2	0,469±0,060	0,325±0,047	17,19±0,07	9,85±0,10	0,954±0,035
Образец № 3	0,484±0,058	0,369±0,051	17,74±0,07	9,97±0,11	0,960±0,038
Образец № 4	0,426±0,049	0,325±0,047	17,91±0,07	9,71±0,10	0,883±0,034
Образец № 5	0,388±0,058	0,566±0,048	18,08±0,07	9,73±0,10	0,951±0,036
Образец № 6	0,452±0,052	0,181±0,046	17,50±0,07	9,95±0,10	0,929±0,035
Образец № 7	0,432±0,055	0,485±0,048	17,54±0,07	8,47±0,09	0,039±0,055
Образец № 8	0,619±0,072	2,06±0,06	17,89±0,07	8,67±0,11	0,551±0,032

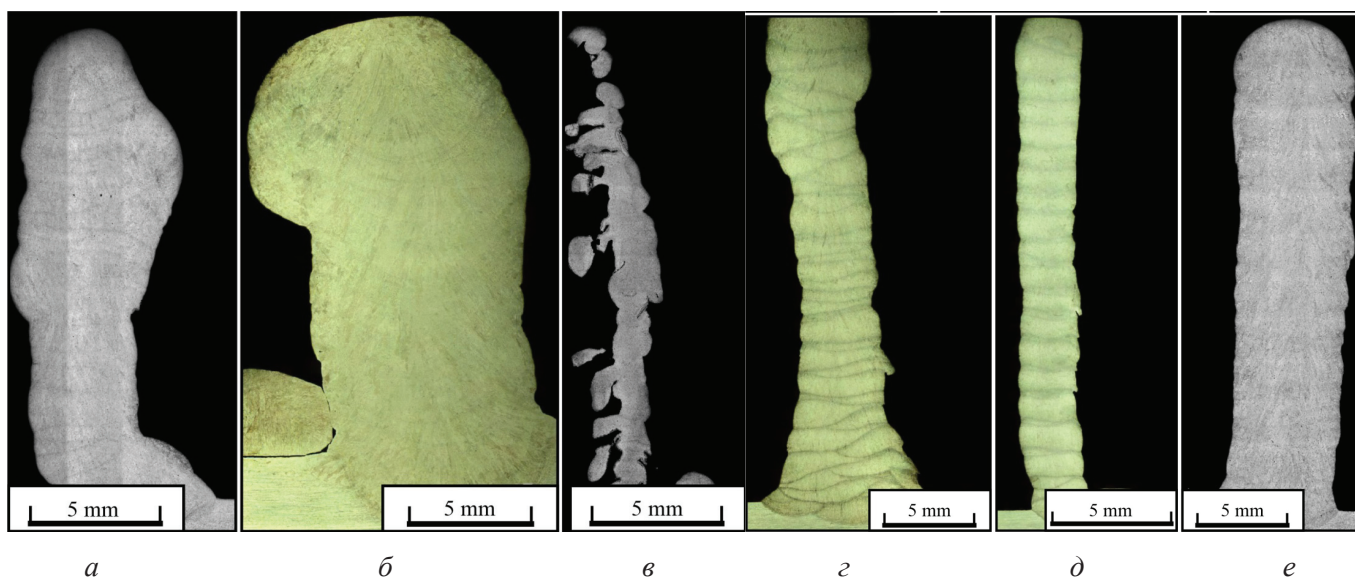


Рис. 3. Макроструктура образцов из филаментов аустенитной стали марки 12X18Н9Т, полученных аддитивным методом производства:

a – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5; e – режим 6

Fig. 3. Macrostructure of samples from filaments of austenitic steel grade SS321 obtained by additive manufacturing method:

a – mode 1; б – mode 2; в – mode 3; г – mode 4; д – mode 5; e – mode 6

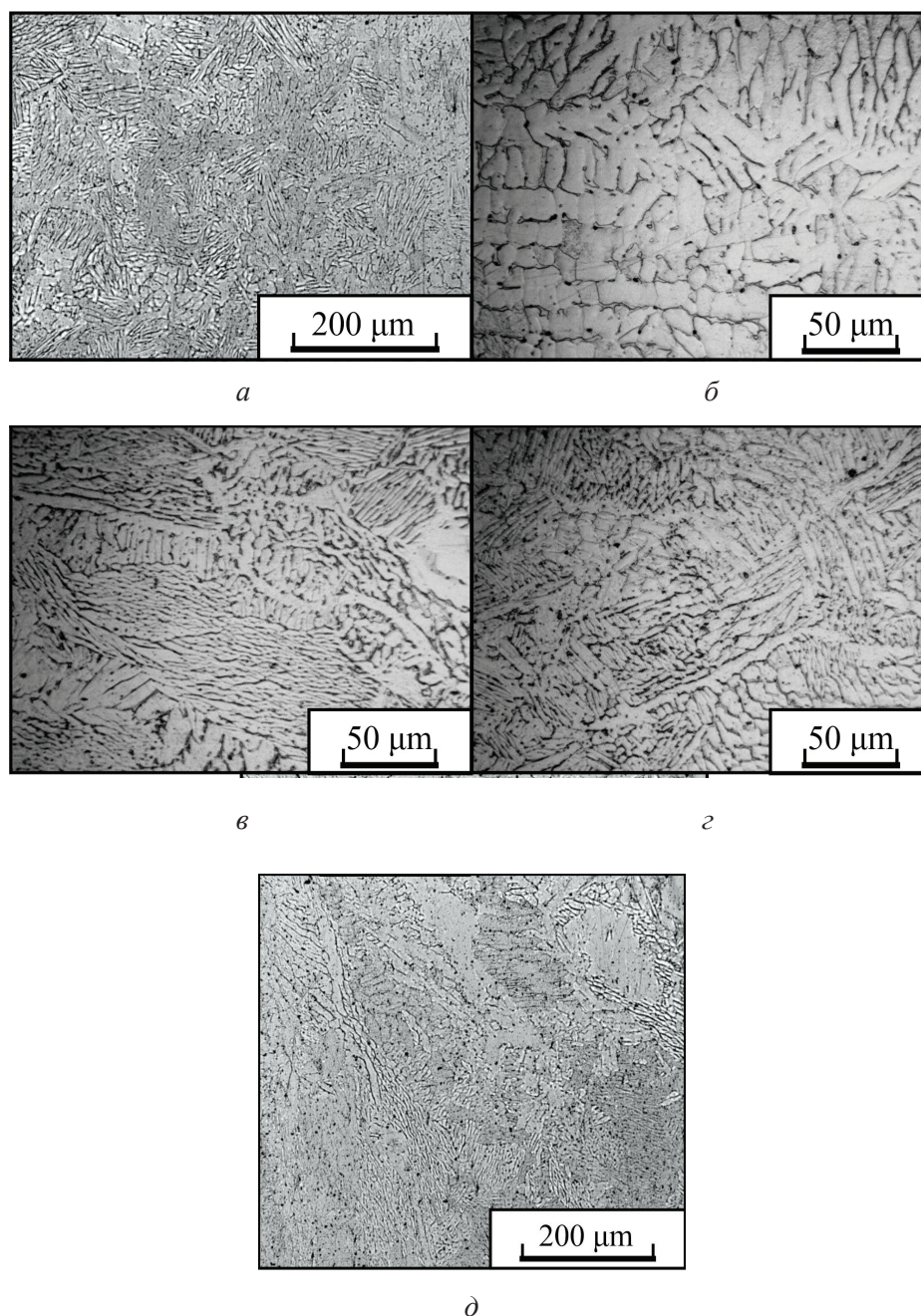


Рис. 4. Микроструктура образцов аустенитной стали 12Х18Н9Т, полученных аддитивным методом производства:

a – режим 1; *б* – режим 2; *в* – режим 4; *г* – режим 5; *д* – режим 6

Fig. 4. Microstructure of austenitic steel 321 samples obtained by additive manufacturing method:

a – mode 1; *б* – mode 2; *в* – mode 4; *г* – mode 5; *д* – mode 6

Удовлетворительным внешним видом обладают изделия, полученные по режимам 4 (при значениях технологических факторов: $I_e = 65$ мА, $V_w = 320$ мм/мин, $k_{пр} = 0,9$), 5 ($I_e = 40$ мА, $V_w = 180$ мм/мин, $k_{пр} = 1,3$) и 6 ($I_e = 65$ мА, $V_w = 180$ мм/мин, $k_{пр} = 1,3$). При этом все три режима обеспечивают формирование материала образца с близкими

значениями механических характеристик (рис. 7). Незначительно большим (на 4,2 %) временным сопротивлением (параметр оптимизации) обладает материал образца, сформированный по режиму 5 (рис. 7, 8). Однако по величине погонной энергии режимы 4, 5 и 6 различаются существенно: 368, 400 и 650 кДж/м соответственно.

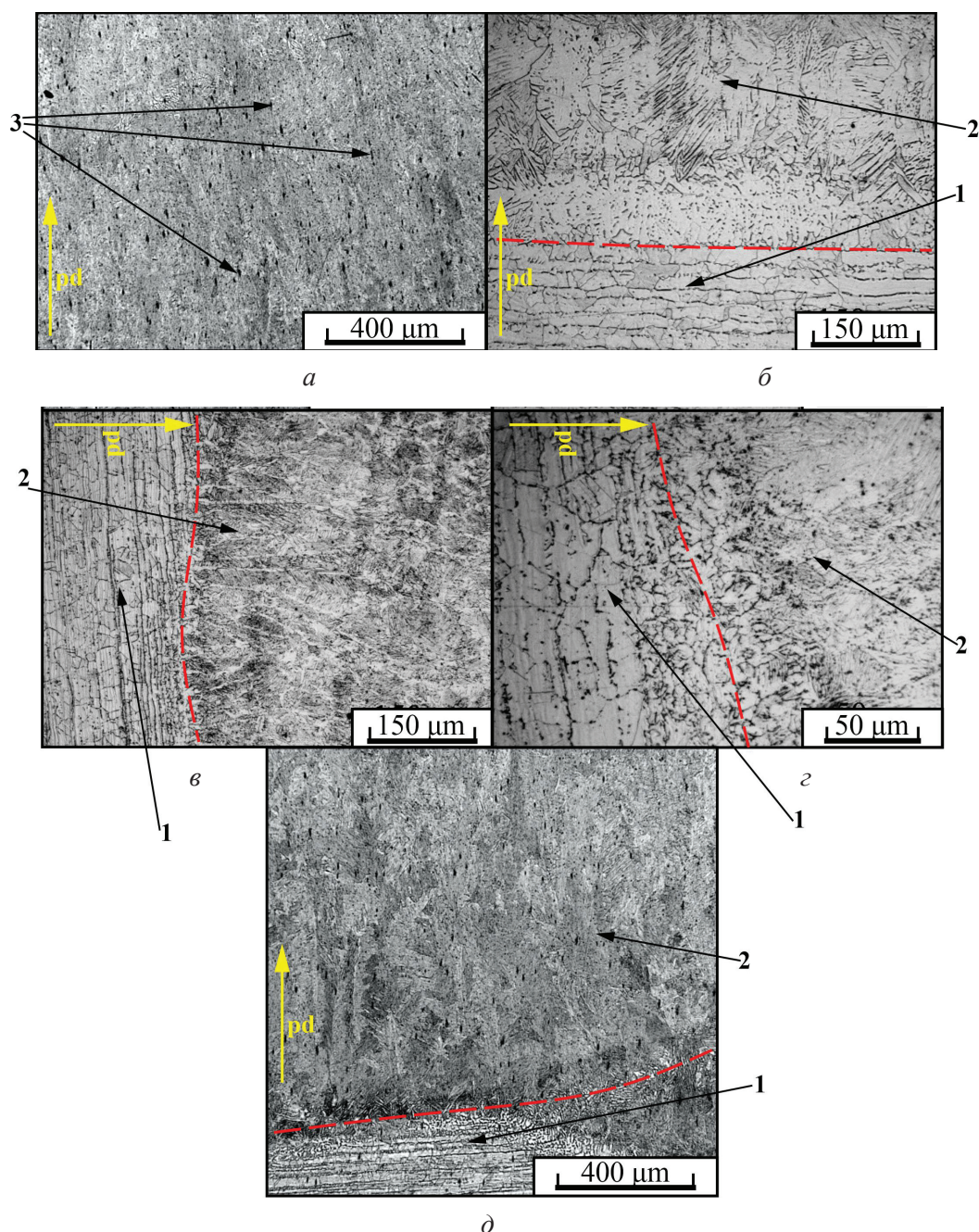


Рис. 5. Структура образцов аустенитной стали 12X18H9T, полученных аддитивным электронно-лучевым методом на границе «подложка-стенка»:

1 – подложка; 2 – первые слои образцов; 3 – частицы карбидов по границам дендритов; pd – направление печати

Fig. 5. Structure of austenitic steel 321 samples formed by electron beam additive manufacturing on the border “substrate-wall”:

1 – substrate; 2 – the first layers of samples; 3 – carbide particles along the boundaries of dendrites; pd – print direction

Исследования микроструктуры образцов, полученных из филаментов аустенитной стали марки 12X18H9T показали, что структура всех образцов характеризуется дендритным строением, как показано на рис. 4. Структура образцов состоит из твердых растворов γ -Fe (аустенита)

и остаточного α -Fe или δ -Fe (феррита), а также частиц карбидов, расположенных по границам дендритных ячеек. Размер и форма дендритных ячеек изменяется с увеличением слоев стенки (рис. 4). При исследовании микроструктуры образцов, полученных из филаментов аустенитной

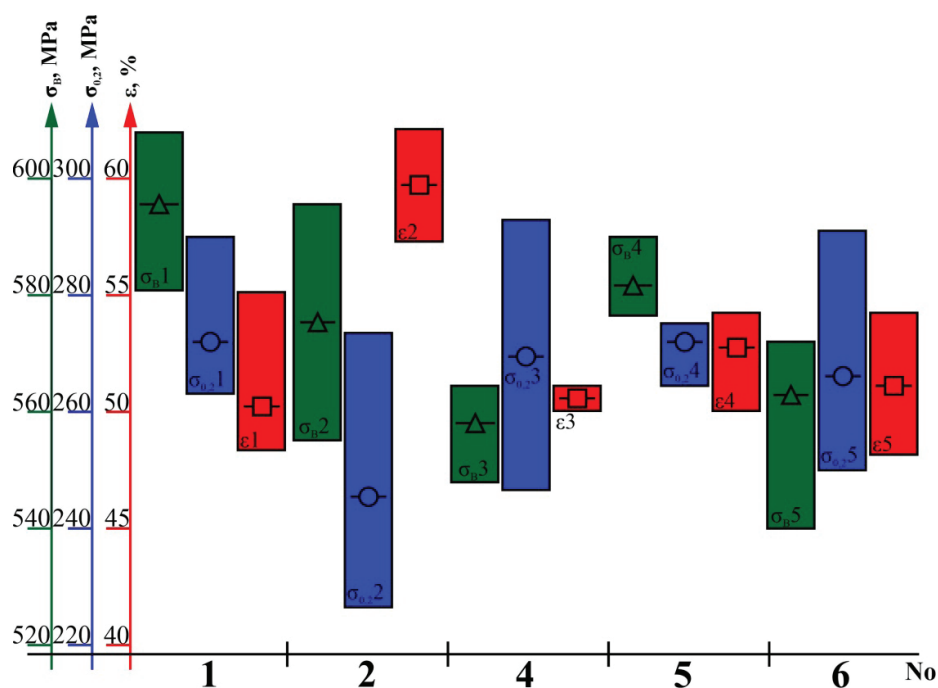


Рис. 6. Распределение предела прочности, предела текучести и относительного удлинения образцов, изготовленных по режимам 1–6. Символами обозначены средние значения механических свойств

Fig. 6. Distribution of ultimate tensile strength, creep strength and relative elongation of specimens manufactured by modes 1–6. Symbols indicate the average value of mechanical properties

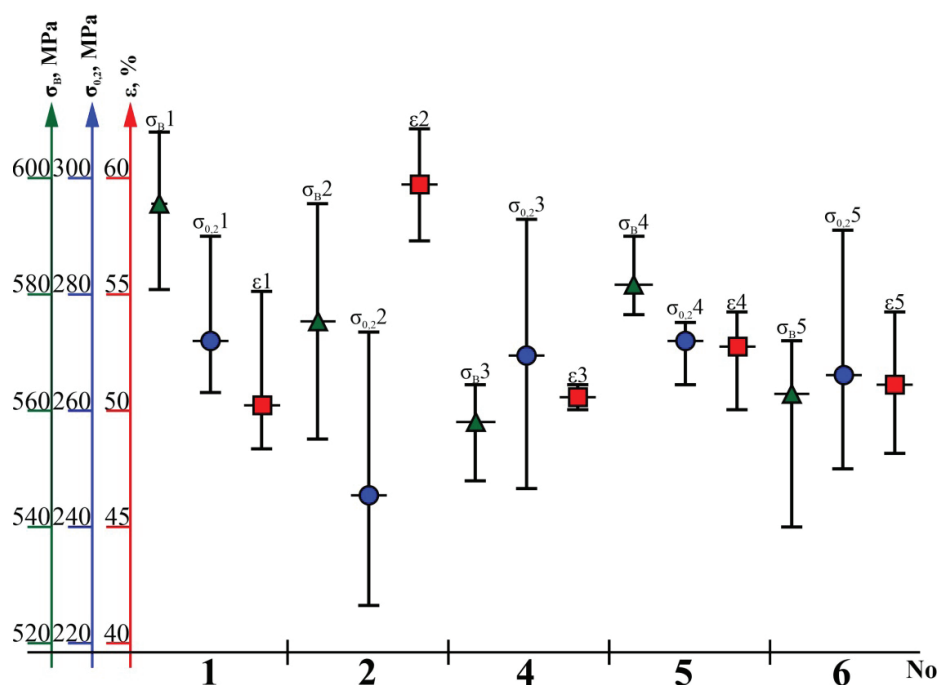


Рис. 7. Диаграммы «напряжение – деформация» образцов из аустенитной стали 12Х18Н9Т, полученных аддитивным электронно-лучевым методом по различным режимам

Fig. 7. Stress-strain diagram of samples from austenitic steel 321 obtained by the additive electron beam method in different modes

стали марки 12X18H9T по режимам 1, 2, 4–6, не было выявлено наличия дефектов, таких как поры и трещины, что указывает на полное осаждение слоев (рис. 4).

Микропоры, усадочные поры и другие дефекты в переходном слое между первыми слоями экспериментальных образцов и подложкой также отсутствуют (рис. 5). Первичные слои экспериментальных образцов аустенитной стали 12X18H9T характеризуются мелкоячеистой дендритной структурой с карбидными частицами по границам дендритов (рис. 5, а).

Механические характеристики образцов, полученных из филаментов аустенитной стали марки 12X18H9T, имеют высокие показатели механических свойств, находящихся на уровне листового проката стали 12X18H9T в термообработанном состоянии (закалка 1030...1080 °C в воде или на воздухе), для которой характерны значения предела прочности 530 МПа, предела текучести 216 МПа и относительного удлинения 38 % (рис. 6). На рис. 7 изображены диаграммы «напряжение–деформация» при испытаниях образцов из аустенитной стали 12X18H9T на растяжение по различным режимам. Характерные особенности изменения напряжений являются типичными для всех экспериментальных образцов из аустенитной стали 12X18H9T, полученных аддитивным методом производства при испытаниях на растяжение по режимам 1, 2, 4–6 (рис. 7). Для кривых характерно наличие трех основных стадий деформации, включающих в себя упругую стадию, сменяемую стадией с параболически изменяющимися в процессе деформации напряжениями, после которой происходит переход к стадии с незначительно изменяющимися значениями напряжений и в дальнейшем образованию «шейки» и разрушению образца.

Выводы

Таким образом, с учетом особенностей внешнего вида, макро- и микроструктуры, а также механических свойств и химического состава можно констатировать, что оптимизация достигается сочетанием технологических факторов, при котором значение погонной энергии приближается к 400 кДж/м (режим 5). Закономерности пластического течения материала образцов, полученных в различных режимах, исходя из анализа

диаграмм нагружения являются идентичными. Стадийность кривой «напряжение – деформация», заключающаяся в наличии трех основных стадий, является неизменной для всех образцов. Микро- и макроструктура образцов, полученных на различных режимах, определяющих механические свойства материалов, также имеют лишь незначительные отклонения. Во всех режимах электронно-лучевого нанесения образцов происходило снижение концентрации марганца в материале. В части неоптимальных режимов отмечается резкое уменьшение содержания титана. Исследования показывают, что получение образцов при варьировании технологических параметров аддитивного электронно-лучевого метода, позволяющих формировать изделия с удовлетворительной формой и размерами без нарушений макрогеометрии в процессе печати, обуславливает получение образцов с механическими свойствами, отличающимися в узких пределах.

Список литературы

1. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. Debroy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
2. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.V. Fortuna, G.G. Maier, E.A. Kolubaev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 803. – P. 364–370. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.246.
3. Progress in additive manufacturing on new materials: a review / N. Li, S. Huang, G. Zhang, R. Qin, W. Liu, H. Xiong, G. Shi, J. Blackburn // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2019. – Vol. 35 (2). – P. 242–269. – DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.002.
4. Microstructure and surface analysis of friction stir processed Ti-6Al-4V plates manufactured by electron beam melting / F. Rubino, F. Scherillo, S. Franchitti, A. Squillace, A. Astarita, P. Carlone // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 37. – P. 392–401. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.12.015.
5. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing // *Annual Review of Materials Research*. – 2016. – Vol. 46. – P. 125–149. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-031728.
6. The Features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron



beam additive process / A.V. Kolubaev, S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, Y.A. Denisova, E.A. Kolubaev, A.I. Potekaev // *Russian Physics Journal*. – 2018. – Vol. 61 (8). – P. 1491–1498. – DOI: 10.1007/s11182-018-1561-9.

7. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99 (9–12). – P. 2353–2363. – DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.

8. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys / S. Gorsse, C. Hutchinson, M. Gouné, R. Banerjee // *Science and Technology of Advanced Materials*. – 2017. – Vol. 18 (1). – P. 1–27. – DOI: 10.1080/14686996.2017.1361305.

9. Design of novel materials for additive manufacturing – Isotropic microstructure and high defect tolerance / J. Günther, F. Brenne, M. Droste, M. Wendler, O. Volkova, H. Biermann, T. Niendorf // *Scientific Reports*. – 2018. – Vol. 8. – P. 1–14. – DOI: 10.1038/s41598-018-19376-0.

10. Friction stir welding of additively manufactured Ti-6Al-4V: microstructure and mechanical properties / A.K. Singh, B. Kumar, K. Jha, A. Astarita, A. Squillace, S. Franchitti, A. Arora // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 277. – P. 116433. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116433.

11. Regularities of composite materials formation using additive electron-beam technology, friction stir welding and friction stir processing / T.A. Kalashnikova, A.V. Gusarova, A.V. Chumaevskii, E.O. Knyazhev, M.A. Shvedov, P.A. Vasilyev // *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*. – 2019. – Vol. 21, N 4. – P. 94–112. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112.

12. Peculiarities of structure formation in copper/steel bimetal fabricated by electron-beam additive technology / K.S. Osipovich, A.V. Chumaevskii, A.A. Eliseev, K.N. Kalashnikov, E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, E.G. Astafurova // *Russian Physics Journal*. – 2019. – Vol. 62 (8). – P. 1486–1494. – DOI: 10.1007/s11182-019-01867-w.

13. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 110. – P. 226–35. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.03.019.

14. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behavior / J. Wang, Z. Pan, Y. Ma, Y. Lu, C. Shen, D. Cuiuri, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 110–119. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.097.

15. The effect of wire feed geometry on electron beam freeform 3D printing of complex-shaped samples from Ti-6Al-4V alloy / K.N. Kalashnikov, V.E. Rubtsov, N.L. Savchenko, T.A. Kalashnikova, K.S. Osipovich, A.A. Eliseev, A.V. Chumaevskii // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 105 (7–8). – P. 3147–3156. – DOI: 10.1007/s00170-019-04589-y.

16. Friction welding of electron beam melted Ti-6Al-4V / P.T. Qin, R. Damodaram, T. Maity, W.W. Zhang, C. Yang, Z. Wang, K.G. Prashanth // *Materials Science and Engineering A*. – 2019. – Vol. 761. – P. 138045. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138045.

17. Electron beam additive manufacturing with wire – Analysis of the process / M.St. Węglowski, S. Blacha, J. Pilarczyk, J. Dutkiewicz, L. Rogal // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 1960, iss. 1. – P. 140015. – DOI: 10.1063/1.5035007.

18. Wanjara P., Brochu M., Jahazi M. Electron beam freeforming of stainless steel using solid wire feed // *Materials and Design*. – 2007. – Vol. 28. – P. 2278–2286. – DOI: 10.1016/j.matdes.2006.08.008.

19. A three dimensional transient model for heat transfer and fluid flow of weld pool during electron beam freeform fabrication of Ti-6Al-4V alloy / Q. Tang, Sh. Pang, B. Chen, H. Suo, J. Zhou // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2014. – Vol. 78. – P. 203–215. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.06.048.

20. Taminger K.M.B., Hafley R.A. Characterization of 2219 aluminum produced by electron beam freeform fabrication // *Proceedings of the 13th Solid Freeform Fabrication Symposium*, 5–7 August 2002. – Austin, TX, United States, 2002. – P. 1–8.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Influence of Electron Beam Additive Manufacturing Process Parameters on Structure and Properties of Austenitic Stainless Steel 321

Anna Zykova^{a, *}, Sergey Nikonov^b, Veronika Utyaganova^c, Evgeny Kolubaev^d

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>, zykovaap@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-5588-4718>, SergRFF@ngs.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 09 March 2020

Revised: 02 April 2020

Accepted: 17 April 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Additive technologies

Electron beam

Austenitic steel

Electron beam current

Cladding rate

Wire feed speed

Funding

The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, project No. III.23.2.11

ABSTRACT

Introduction. In modern industrial and scientific-technical sphere the problem of details formation from various metals and alloys by additive methods is one of the most critical and demanding timely decision. This is primarily due to the need to produce large, complex shaped parts with high productivity and as little waste as possible. One of the most applicable methods for the formation of products by additive method is electron beam wire-feed technology. With use of wire filament and an electron beam for melting in a printing zone it is possible to obtain details with high productivity and acceptable indicators of final structure and mechanical properties. However, interrelation of received structure and mechanical properties depending on parameters of electron beam additive manufacturing process nowadays insufficiently presented in the literature. In this regard, the purpose of this work is to analyze the influence of additive electron-beam production process parameters on the formation of products from SS 321. **Results and discussion.** Electron beam current, linear printing speed, and wire feeding ratio are used as variable parameters, and the ultimate tensile strength is taken as the optimization parameter. Optimal parameters of the electron beam current (40 mA), printing speed (180 mm/min) and wire feeding ratio (1.3) at constant accelerating voltage (30 kV) are established. These parameters allow forming the product without defects and without melting the previously formed layers with the ultimate tensile strength of 583 MPa. It is shown that the use of the highest values of printing speed (320 mm/min) and wire feeding ratio (1.3) at varying the electron beam current does not allow to perform the sample formation process. It is established that at the parameters of the electron beam additive manufacturing process, which provide the complete formation of the product, the structures obtained in materials achieve ultimate tensile strength within 558–595 MPa.

For citation: Zykova A.P., Nikonov S.Yu., Utyaganova V.R., Kolubaev E.A. Influence of electron beam additive manufacturing process parameters on structure and properties of austenitic stainless steel 321. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 63–75. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-63-75. (In Russian).

References

1. Debroy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
2. Tarasov S.Y., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 803, pp. 364–370. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.246.
3. Li N., Huang S., Zhang G., Qin R., Liu W., Xiong H., Shi G., Blackburn J. Progress in additive manufacturing on new materials: a review. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, vol. 35 (2), pp. 242–269. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.002.

* Corresponding author

Zykova Anna P., Ph.D. (Physics and Mathematics), Lead Engineer
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7-923-448-20-00, e-mail: zykovaap@mail.ru



4. Rubino F., Scherillo F., Franchitti S., Squillace A., Astarita A., Carlone P. Microstructure and surface analysis of friction stir processed Ti-6Al-4V plates manufactured by electron beam melting. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 37, pp. 392–401. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.12.015.
5. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 125–149. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-031728.
6. Kolubaev A.V., Tarasov S.Y., Filippov A.V., Denisova Y.A., Kolubaev E.A., Potekaev A.I. The features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process. *Russian Physics Journal*, 2018, vol. 61 (8), pp. 1491–1498. DOI: 10.1007/s11182-018-1561-9.
7. Tarasov S.Y., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99 (9–12), pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
8. Gorsse S., Hutchinson C., Gouné M., Banerjee R. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2017, vol. 18 (1), pp. 1–27. DOI: 10.1080/14686996.2017.1361305.
9. Günther J., Brenne F., Droste M., Wendler M., Volkova O., Biermann H., Niendorf T. Design of novel materials for additive manufacturing – Isotropic microstructure and high defect tolerance. *Scientific Reports*, 2018, vol. 8, pp. 1–14. DOI: 10.1038/s41598-018-19376-0.
10. Singh A.K., Kumar B., Jha K., Astarita A., Squillace A., Franchitti S., Arora A. Friction stir welding of additively manufactured Ti-6Al-4V: microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 277, p. 116433. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116433.
11. Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Chumaevskii A.V., Knyazhev E.O., Shvedov M.A., Vasilyev P.A. Regularities of composite materials formation using additive electron-beam technology, friction stir welding and friction stir processing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 94–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112.
12. Osipovich K.S., Chumaevskii A.V., Eliseev A.A., Kalashnikov K.N., Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Astafurova E.G. Peculiarities of structure formation in copper/steel bimetal fabricated by electron-beam additive technology. *Russian Physics Journal*, 2019, vol. 62 (8), pp. 1486–1494. DOI: 10.1007/s11182-019-01867-w.
13. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia*, 2016, vol. 110, pp. 226–35. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.03.019.
14. Wang J., Pan Z., Ma Y., Lu Y., Shen C., Cuiuri D., Li H. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behavior. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 110–119. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.097.
15. Kalashnikov K.N., Rubtsov V.E., Savchenko N.L., Kalashnikova T.A., Osipovich K.S., Eliseev A.A., Chumaevskii A.V. The effect of wire feed geometry on electron beam freeform 3D printing of complex-shaped samples from Ti-6Al-4V alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 105 (7–8), pp. 3147–3156. DOI: 10.1007/s00170-019-04589-y.
16. Qin P.T., Damodaram R., Maity T., Zhang W.W., Yang C., Wang Z., Prashanth K.G. Friction welding of electron beam melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 761, p. 138045. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138045.
17. Węglowski M.St., Błacha S., Pilarczyk J., Dutkiewicz J., Rogal L. Electron beam additive manufacturing with wire – Analysis of the process. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 1960, iss. 1, p. 140015. DOI: 10.1063/1.5035007.
18. Wanjara P., Brochu M., Jahazi M. Electron beam freeforming of stainless steel using solid wire feed. *Materials and Design*, 2007, vol. 28, pp. 2278–2286. DOI: 10.1016/j.matdes.2006.08.008.
19. Tang Q., Pang Sh., Chen B., Suo H., Zhou J. A three dimensional transient model for heat transfer and fluid flow of weld pool during electron beam freeform fabrication of Ti-6-Al-4-V alloy. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2014, vol. 78, pp. 203–215. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.06.048.
20. Taminger K.M.B., Hafley R.A. Characterization of 2219 aluminum produced by electron beam freeform fabrication. *Proceedings at the 13th Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin, TX, United States, 5–7 August 2002, pp. 1–8.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)

Ирина Севостьянова^{1, 3, а}, Татьяна Саблина^{1, 3, б}, Дмитрий Федоров^{2, с}, Александр Голуб^{2, д},
 Сергей Кульков^{1, 3, е}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

² ООО «Вириал», пр. Энгельса, 27, г. Санкт-Петербург, 194156, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-6706-6512>, sevir@ispms.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-5941-5732>, sabtat@ispms.ru,

^с <https://orcid.org/0000-0003-3327-3868>, fedorovdv@virial.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0003-3583-3822>, dr.sasgol@yandex.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0002-4635-6569>, kulkov@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.375.5

История статьи:

Поступила: 16 марта 2020

Рецензирование: 16 апреля 2020

Принята к печати: 02 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Карбидостали

Фазовый состав

Осевое сжатие

Твердость, прочность

Напряжение

Деформация

Финансирование

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Создание высокотехнологичного импортозамещающего производства полного цикла металлорежущих сложнопрофильных многогранных твердосплавных пластин для приоритетных отраслей промышленности» (соглашение о предоставлении субсидии от 27.11.2019 № 075-11-2019-036), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

АННОТАЦИЯ

Введение. При разработке композиционных материалов, способных выдерживать высокие статические и динамические нагрузки, большое внимание уделяется связующей фазе. Использование сталей со структурной неустойчивостью, например Fe-Mn-C сталей в качестве связующей фазы композитов, является перспективным направлением благодаря их высокой способности к деформационному упрочнению и наличию нескольких мартенситных превращений. Они обеспечивают в композите эффективную релаксацию возникающих вблизи карбидных частиц, концентраторов напряжений при нагружении материала вследствие свободного формоизменения в межкарбидном пространстве и передают внешнюю нагрузку карбидным зернам. Подобным исследованиям посвящено ряд работ, однако при получении карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) возможно изменение элементного состава связующей фазы вследствие технологических особенностей их изготовления методами порошковой металлургии. Поэтому исследования влияния изменения содержания марганца в стальной связке Fe-Mn-C на фазовый состав и механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) важны и актуальны. **Цель работы:** исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) при изменении концентрации марганца в связующей фазе. **В работе исследованы** карбидостали WC-(Fe-Mn-C), содержание марганца в связующей фазе которых менялось от 4 до 18 вес. %. **Материалы и методы.** Карбидостали получены методом пропитки каркасов WC с последующей закалкой в масло при температуре 1150 °C. Исследования карбидосталей после получения и испытаний на осевое сжатие проводили методами рентгенофазового, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Содержание карбидной фазы в полученных карбидосталях составило 82 об. %, средний размер зерна карбида вольфрама – 2,4 мкм, при этом пористость не превышала 0,5 %. Увеличение содержания марганца в связующей фазе карбидосталей приводит к изменению фазового состава связующей фазы и увеличению параметра решетки аустенита. Когда связующая фаза находится в однофазном состоянии, при содержании марганца 8 вес.% наблюдается максимальная относительная деформация до разрушения, равная 6,5 %. При увеличении содержания марганца в связующей фазе предел прочности на осевое сжатие уменьшается с 4050 до 3500 МПа. Разработанные карбидостали могут быть использованы в качестве различного рода инструмента. Полученные данные могут быть применены при разработке новых композиционных материалов с высокими физико-механическими свойствами.

Для цитирования: Исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) / И.Н. Севостьянова, Т.Ю. Саблина, Д.В. Федоров, А.В. Голуб, С.Н. Кульков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 76–88. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-76-88.

*Адрес для переписки

Кульков Сергей Николаевич, д.ф.-м.н, профессор

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 286-986, e-mail: kulkov@ispms.ru

Введение

Известно [1–5], что для эффективной релаксации возникающей вблизи карбидных частиц концентрации напряжений при нагружении композитов типа твердых сплавов необходимо, чтобы связующая фаза имела возможность формоизменения в межкарбидном пространстве и могла передавать внешнюю нагрузку карбидным частицам. В ряде работ [6–12] кобальтовая связка частично или полностью заменена на другие металлы и сплавы (Ni, Fe, Cr). Замена кобальта никелем приводит к повышению прочности и жаростойкости твердых сплавов благодаря более высокой точке плавления и сопротивлению окислению. В [13] разработаны карбидостали, где в качестве связующей фазы предложено использовать высокомарганцовистую сталь 110Г13. Показано, что в процессе деформации такого материала происходит формирование ультрамелкодисперсной кристаллической структуры и образование большого количества дефектов упаковки, что позволило значительно повысить вязкость разрушения и предельную пластическую деформацию композита по сравнению с твердыми сплавами WC-Co. Таким образом, использование Fe-Mn-C сталей в качестве связующей фазы композитов является перспективным направлением при получении композиционных материалов на основе карбида вольфрама. Это обусловлено низкой энергией дефектов упаковки и связанной с этим высокой способностью к деформационному упрочнению, наличием нескольких мартенситных превращений ($\gamma \rightarrow \alpha$; $\gamma \rightarrow \varepsilon$, ε' ; $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$), наличием эффекта памяти формы и высокой степенью демпфирования [14–17]. Анализ литературных данных свидетельствует, что высокие механические свойства наблюдаются в железомарганцевых сталях, содержание марганца в которых изменяется в пределах от 4 до 20 %, при этом содержание углерода должно быть не менее 0,8 % [16–22].

При взаимодействии с карбидом вольфрама в процессе получения сплава возможно легирование связующей фазы вольфрамом и углеродом. Известно, что вольфрам повышает стабильность аустенита к мартенситным превращениям, а также повышает пластичность и уменьшает предел текучести [23]. Изменение химического состава матрицы может привести к смещению интервалов образования мартенситных фаз Fe-Mn-C ста-

лей и, как следствие, повлияет на механические свойства композиционных материалов. Однако подобных исследований к настоящему времени проведено не было.

Цель работы – исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) при изменении концентрации марганца в связующей фазе.

Материалы и методика исследований

При получении карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) использовали метод пропитки [24–26]. Порошок карбида вольфрама со средним размером частиц 3 мкм пластифицировали 5 %-м раствором синтетического каучука в бензине, просушивали и гранулировали путем просеивания через сито с размером ячейки 200 мкм. Навески WC прессовали в брикеты размером 7×7×45 мм в металлической пресс-форме на гидравлическом прессе ДА-1224 при давлении прессования 200 МПа. Предварительное спекание карбидных каркасов проводили в вакуумной печи СШВЭ-1.2.5/25 при 1500 °С с изотермической выдержкой в течение одного часа. Пористость каркасов составляла 48 ± 2 %. Пропитывающие смеси эвтектического состава [26] готовили переплавом в индукционной печи при температуре 1500 °С в атмосфере аргона. Состав пропитывающих смесей приведен в табл. 1.

Пропитку каркасов WC проводили в вакуумной печи при остаточном давлении аргона 0,8 МПа при температуре 1350 °С. Полученные образцы в виде столбиков закаливали в масло от температуры 1150 °С, а затем подвергали алмаз-

Таблица 1

Table 1

Исходный состав пропитывающей смеси, вес. %.
The initial composition of the impregnating mixture, wt. %

Номер смеси	WC	Mn	C	Fe
1	30	4	0,8	Основа
2		8	0,8	
3		10	0,8	
4		12	0,8	
5		18	0,8	

ному шлифованию для удаления поверхностного дефектного слоя. Для испытания образцов на осевое сжатие готовили образцы размером $4 \times 5 \times 7$ мм путем разрезания столбиков на электроэрозионном станке. Торцевые поверхности образцов полировали на плоскошлифовальном станке. Боковую грань образцов, предназначенную для рентгеноструктурных исследований до и после испытаний на осевое сжатие, полировали алмазными пастами (АСМ), последовательно меняя их дисперсность от 40 до 1 мкм. Содержание марганца в связующей фазе карбидосталей контролировали на энергодисперсионном спектрометре Link-860. Анализ микроструктуры проводили на сканирующем электронном микроскопе VEGA Tescan 3 SBH.

Определение среднего размера карбидного зерна и межкарбидных прослоек проводили в программе ImageJ с использованием основного стереометрического уравнения Салтыкова [27].

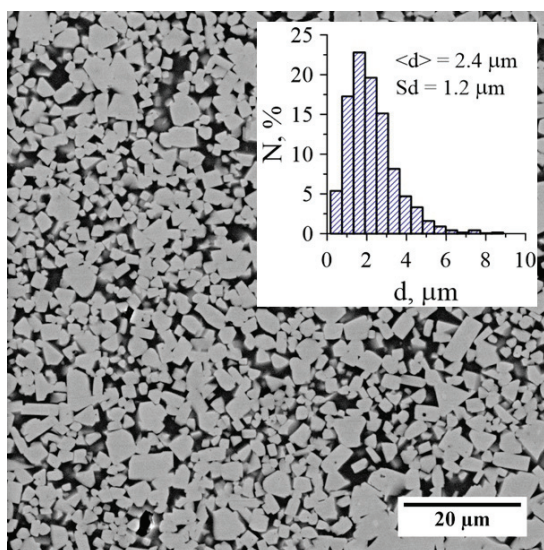
Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН с фильтрованным $\text{Cu K}\alpha$ -излучением. Обработка рентгенограмм осуществлялась с помощью компьютерной программы «Repex». Размер областей

когерентного рассеяния (D) определяли по отражениям ближнего порядка (111) γ -фазы и (100) WC, а микроискажения кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$) – по отражениям дальнего порядка (222) γ -фазы и (300) WC в предположении, что на ближних углах основной вклад в уширение дифракционных максимумов вносят размеры областей когерентного рассеяния, а на дальних – микроискажения кристаллической решетки [28].

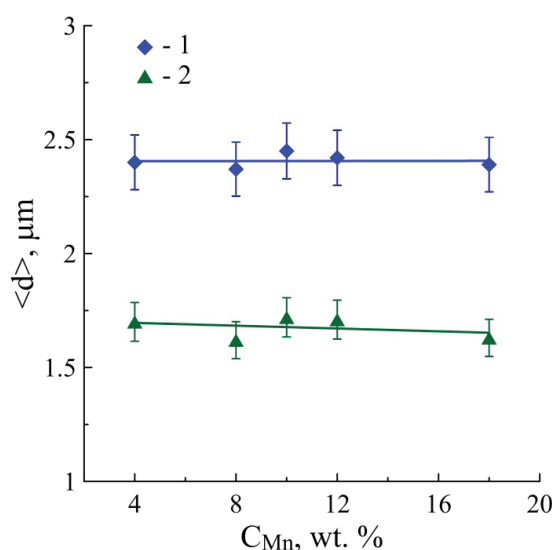
Твердость измеряли на твердомере «Супер-Виккерс» с нагрузкой 10 кг. Испытание образцов на осевое сжатие осуществляли на установке «INSTRON-1185» при скорости перемещения подвижной платформы 0,1 мм/мин с автоматической записью диаграммы нагружения «нагрузка – перемещение» с учетом жесткости системы нагружения. Расчет напряжений проводили согласно работе [29].

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, *a* представлена типичная микроструктура карбидостали WC-(Fe-Mn-C). Металлографический анализ показал, что в карбидостали содержится 82 об. % карбидной фазы.



a



б

Рис. 1. Типичная микроструктура карбидостали WC – железомарганцевая сталь с содержанием 82 об. % карбидной фазы (на вставке показано распределение карбидных зерен по размерам) (*a*) и зависимость среднего размера зерна WC (кривая 1) и межкарбидных прослоек (кривая 2) в карбидосталих от содержания марганца в связке (*б*)

Fig. 1. A typical microstructure of WC carbide steel – ferromanganese steel, containing 82 vol. % of the hardening phase (the inset shows the size distribution of carbide grains) (*a*); the dependence of the average grain size of WC (curve 1) and intercarbide interlayers (curve 2) in carbide steels vs. the manganese content in the binder (*б*)

Увеличение содержания карбида вольфрама с 52 об. % (в предварительно спеченном карбидном каркасе) до 82 об. % обусловлено тем, что в пропитывающей смеси содержится 30 об. % WC. Связность карбидного каркаса составила 0,55. Пористость образцов согласно металлографическому анализу не превышала 0,5 %.

На распределении карбидных зерен по размерам наблюдается наличие одного максимума (вставка на рис. 1, а). Видно, что основной объем карбидной фазы представляют собой зерна от 0,5 до 4 мкм. При этом в структуре карбидосталей наблюдаются зерна размером до 9 мкм, общее количество которых не превышает 5 %. Средний размер карбидного зерна ($\langle d \rangle$) не зависит от изменения содержания марганца в связующей фазе композитов и равен 2,4 мкм (рис. 1, б). Средний размер межкарбидных прослоек почти в два раза меньше среднего размера зерна WC и составляет 1,7 мкм (рис. 1, б).

По данным микроспектрального анализа содержание марганца в связующей фазе карбидосталей соответствует содержанию марганца в пропитывающих смесях (табл. 1, 2). Фазовый состав связки изменяется в зависимости от содержания марганца в ней (табл. 2). В карбидостали с 4 вес. % марганца в связке наряду с γ -фазой (аустенит) с ГЦК кристаллической решеткой присутствует α -фаза с ОЦК кристаллической решеткой с параметром решетки $a = 0,2877$ нм. Проведенное металлографическое травление 5 %-м раствором HNO_3 в спирте показало, что α -фаза присутствует в связующей фазе в виде мартенсита пластинчатого типа, содержание которого по данным рентгеноструктурного и металлографического исследования составляет 30 %.

Таблица 2

Table 2

Фазовый состав карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)**Phase composition of WC- (Fe-Mn-C) carbide steels**

Содержание Mn в связке, вес. %	Фазы (содержание фазы)
4,2	WC, γ -Fe, α -Fe (30 %)
5,9	WC, γ -Fe, α -Fe (18 %)
7,9	WC, γ -Fe, ε -Fe (4 %)
10,1	WC, γ -Fe, ε -Fe (7,6 %)
11,8	WC, γ -Fe, ε -Fe (11,3 %)
18,2	WC, γ -Fe, ε -Fe (14,5 %)

Согласно диаграмме состояния системы Fe-Mn-C [20] при содержании углерода в стали 0,8 % она должна находиться в α + γ -области до концентрации марганца 11...12 вес. %. Однако по результатам рентгенофазового анализа в карбидосталих с содержанием марганца 8 вес. % и выше α -мартенсит не наблюдается. При этом в связующей фазе появляется ε -фаза, количество которой увеличивается с 4 до 14 % (рис. 2).

Смещение областей существования α - и ε -фаз в связующей фазе может быть обусловлено стабилизацией твердого раствора вольфрамом и углеродом, растворившимися в связке в процессе приготовления карбидосталей. Известно [15–17], что с увеличением содержания углерода происходит понижение как $\text{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha}$, так и $\text{Ms}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$, при этом сужается область существования ε - и α -мартенсита. Вольфрам также понижает температуру начала и конца $\gamma \rightarrow \varepsilon$ и $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения [23].

Изменение параметров кристаллической решетки аустенита (γ -фазы) и карбида вольфрама в карбидосталих WC-(Fe-Mn-C) с разным содержанием марганца после пропитки и последующей закалки показано на рис. 3. Параметр решетки аустенита в связующей фазе заметно

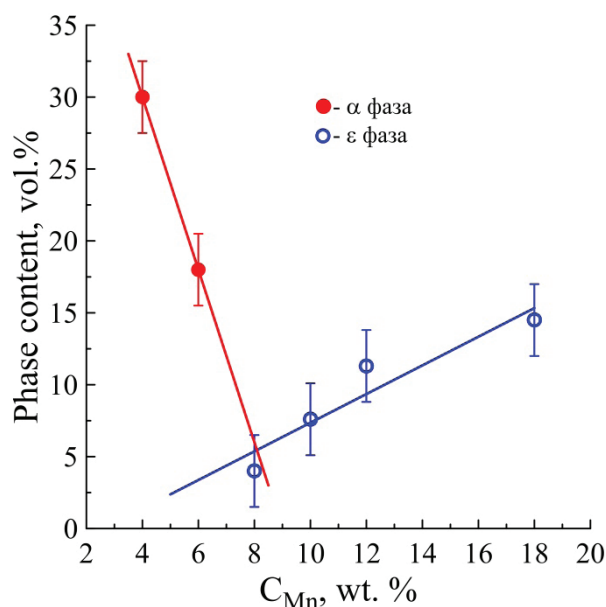


Рис. 2. Влияние содержания марганца в связующей фазе на образование мартенситных фаз карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)

Fig. 2. The influence of the manganese content in the binder phase on the formation of martensitic phases of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels

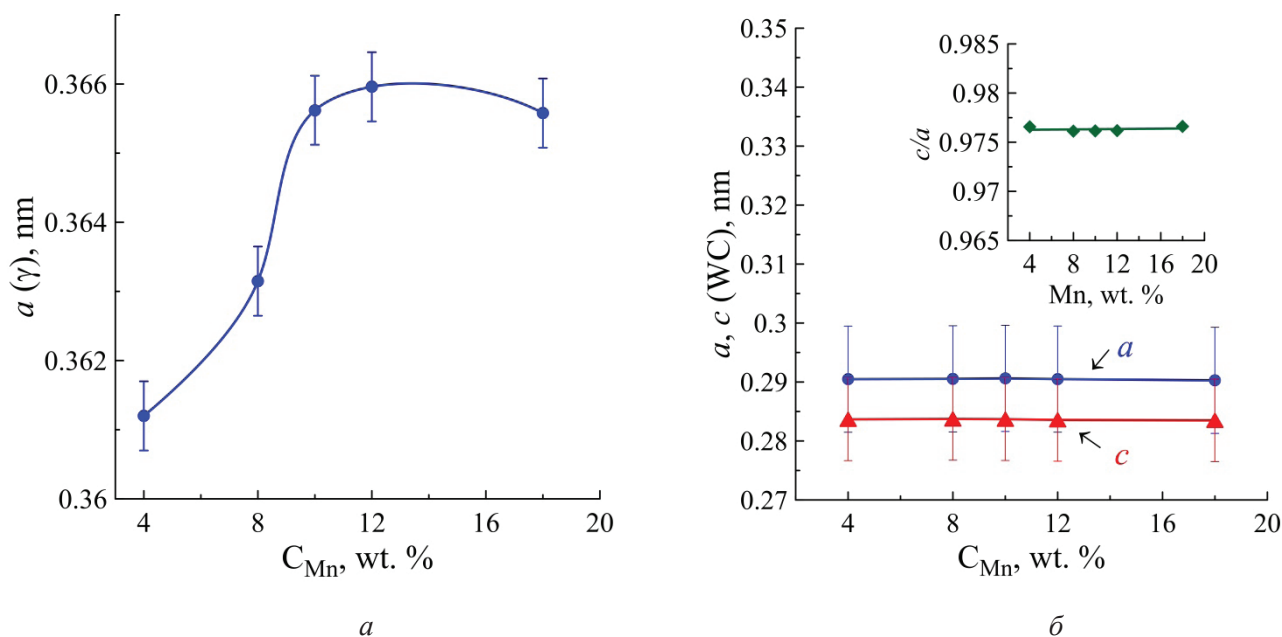


Рис. 3. Зависимость параметров решетки аустенита (а) и карбида вольфрама (б) от концентрации марганца в связующей фазе карбидосталей

Fig. 3. Dependence of the lattice parameters of austenite (а) and tungsten carbide (б) vs. the concentration of manganese in the binder phase of carbidesteels

отличается от табличного значения ($a = 0,360$ нм, ASTM № 31-619). Причем с увеличением содержания марганца в связке параметр решетки аустенита увеличивается с 0,361 до 0,366 нм, рис. 3, а. Причиной увеличения параметра решетки γ -фазы может являться изменение концентрации марганца в твердом растворе связующей фазы [16]. В то же время параметры решетки карбида вольфрама во всех исследованных составах карбидосталей близки к табличным значениям ($a = 0,29063$ нм; $c = 0,28378$, ASTM № 25-1047) и не зависят от концентрации марганца в связующей фазе, рис. 3, б.

Анализ механических характеристик показал, что при увеличении концентрации марганца наблюдается снижение предела прочности на осевое сжатие (σ_c) с 4050 до 3500 МПа (рис. 4, кривая 1). В то же время остаточная деформация ($\epsilon_{ост}$) до разрушения при повышении содержания Mn в связке до 8 вес. % увеличивается, а при дальнейшем росте содержания марганца наблюдается снижение $\epsilon_{ост}$ до 4,3 % (кривая 2).

Изменение твердости образцов карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) с увеличением концентрации марганца в связке показано на рис. 5. Видно, что твердость меняется по кривой с минимумом при 8 вес.% Mn. При дальнейшем увеличении концентрации марганца до 18 вес. % наблюда-

ется ее рост с 7,45 до 9,68 ГПа. Высокая твердость в композите с содержанием 4 вес. % Mn обусловлена присутствием в составе связующей фазы α -мартенсита, поскольку он имеет более высокую твердость, чем аустенит [15, 17].

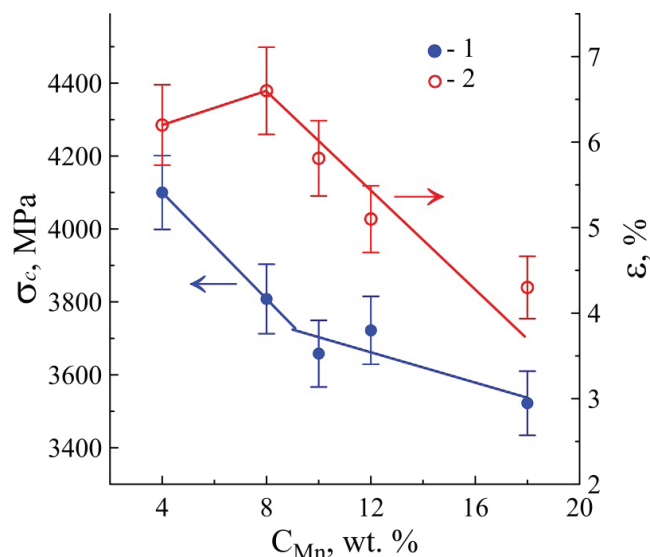


Рис. 4. Изменение предела прочности при сжатии (кривая 1) и остаточной деформации (кривая 2) карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) в зависимости от концентрации марганца в связующей фазе

Fig. 4. Changes in the compressive strength (curve 1) and residual deformation (curve 2) of WC-(Fe-Mn-C) carbidesteels depending on the concentration of manganese in the binder phase

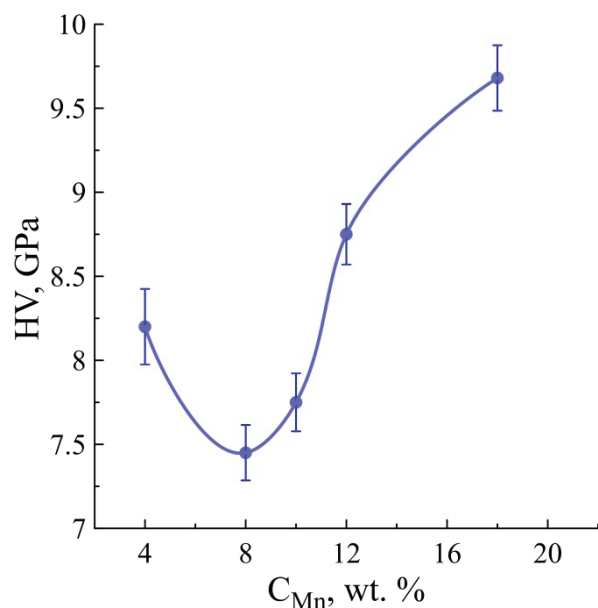


Рис. 5. Зависимость твердости карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) от концентрации марганца в связующей фазе

Fig. 5. The dependence of the hardness of carbide steels WC-(Fe-Mn-C) vs. the concentration of manganese in the binder phase

Причиной изменения твердости, прочности и остаточной деформации подобных материалов может являться, с одной стороны, изменение фазового состава с увеличением концентрации марганца в твердом растворе, а с другой – изменение способности аустенита к накоплению дефектов кристаллического строения – дефектов упаковки, дислокаций, двойников деформации [17].

Максимальный предел прочности наблюдается в карбидосталах с содержанием 4 вес. % марганца в связке ($\sigma_c = 4100$ МПа, связующая фаза которого находится в двухфазном $\gamma + \alpha$ -состоянии. С увеличением концентрации марганца в твердом растворе связующей фазы до 8 вес. % возрастают значения предельной деформации до разрушения с 6,2 до 6,6 %, при этом значения прочности существенно снижаются до 3800 МПа. Максимальная остаточная деформация наблюдается в композитах, связующая фаза которых находится в метастабильном состоянии аустенита, а содержание мартенситных фаз минимально. Увеличение содержания ϵ -мартенсита с повышением концентрации марганца в связующей фазе выше 10 вес. % приводит к снижению как прочности, так и остаточной деформации.

Исследование параметра кристаллической решетки аустенита после деформации карбидосталей показало, что его значения уменьшились во всех исследуемых составах.

На рис. 6 изображено изменение параметра решетки (Δa) аустенита после испытаний образцов с разным содержанием марганца на осевое сжатие. Видно, что чем больше содержание марганца в связующей фазе, тем на большую величину изменяется параметр решетки аустенита.

Исследования параметров тонкой кристаллической структуры – размера областей когерентного рассеяния аустенита (D_γ) и карбида вольфрама (D_{WC}), а также микроискажений кристаллической решетки карбида вольфрама ($\langle \epsilon^2 \rangle_{WC}^{1/2}$) карбидосталей после получения показали, что D_γ и D_{WC} уменьшаются с увеличением содержания марганца в связующей фазе. Наблюдается также незначительное повышение значений микродисторсии $\langle \epsilon^2 \rangle_{WC}^{1/2}$. Рентгеноструктурные исследования карбидосталей после испытаний на осевое сжатие показали, что происходящее уменьшение значений D_γ и D_{WC} и увеличение $\langle \epsilon^2 \rangle_{WC}^{1/2}$ разное для разных составов.

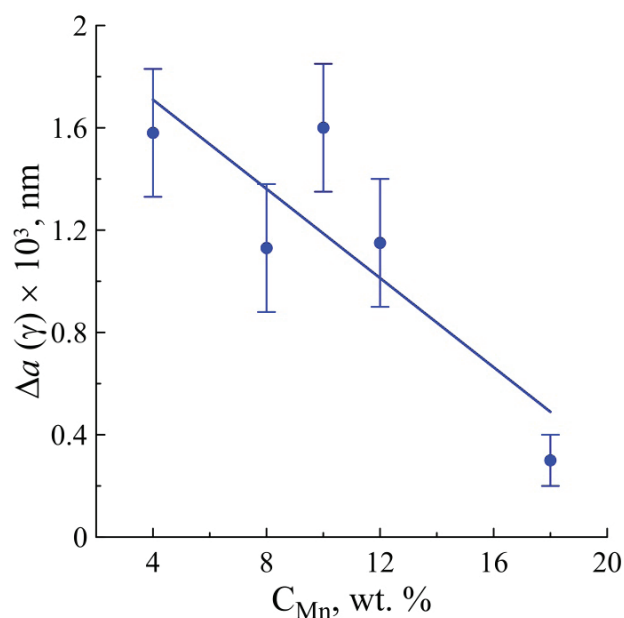


Рис. 6. Изменение параметра решетки аустенита после разрушения карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) с разным содержанием марганца в связующей фазе

Fig. 6. Changing the parameter of the austenite lattice after the fracture of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels with different manganese content in the binder phase

На рис. 7 показано изменение ΔD_γ , ΔD_{WC} и $\Delta \langle \varepsilon^2 \rangle_{WC}^{1/2}$ после испытания образцов на осевое сжатие в зависимости от содержания марганца в связующей фазе. Видно, что ΔD_γ с увеличением марганца с 4 до 8 вес. % увеличивается, а при дальнейшем повышении марганца в стальной связке – уменьшается (рис. 7, а), при этом чем меньше содержание марганца в

связующей фазе композитов, тем на большую величину изменяются ΔD и $\Delta \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ в карбиде вольфрама.

По-видимому, такие изменения ΔD_γ , ΔD_{WC} и $\Delta \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ после испытания образцов на осевое сжатие свидетельствуют о способности структурных составляющих карбидосталей к релаксации микроконцентраторов напряжений за

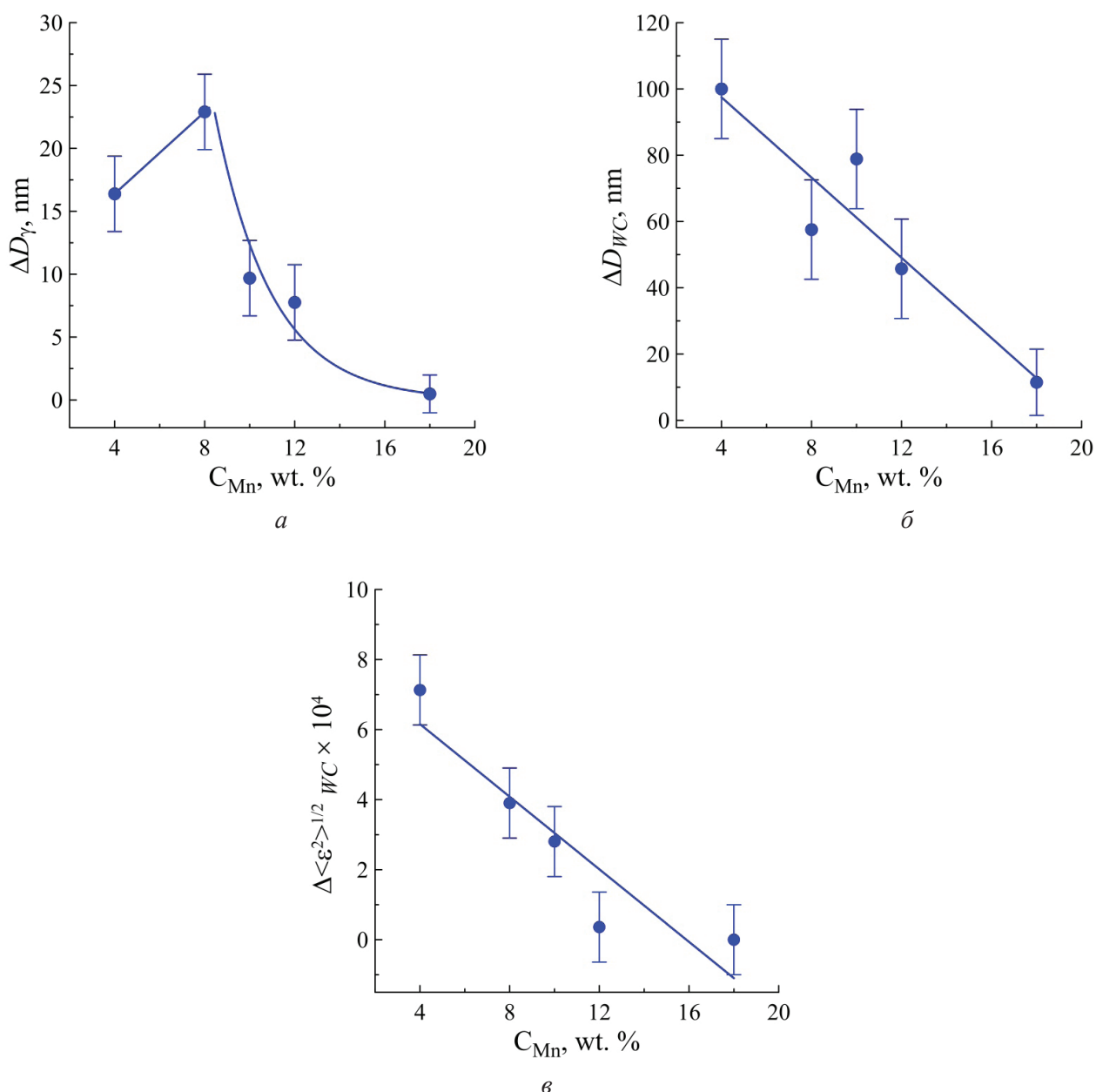


Рис. 7. Изменение размера областей когерентного рассеяния карбидосталей после испытания образцов на осевое сжатие:

а – в аустенитной связке; б – в карбиде вольфрама; в – изменение микроискажений кристаллической решетки в карбиде вольфрама в зависимости от содержания марганца в связующей фазе

Fig. 7. Change in the size of the coherently diffracting domains of carbide steels after fracture:

а – in the austenitic matrix; б – in tungsten carbide; в – the change in crystal lattice microdistortion of tungsten carbide depending on the content of manganese in the binder phase

счет образования и накопления различного рода дефектов кристаллического строения – дислокаций и их скоплений, двойников деформации, дефектов упаковки в процессе деформации [20–23, 30]. При этом с увеличением содержания марганца в стальной связке WC-(Fe-Mn-C) способность связующей фазы релаксировать приложенные напряжения и передавать их на карбидные зерна уменьшается. Это приводит к снижению предела прочности на осевое сжатие и предельной деформации до разрушения карбидосталей с содержанием марганца в связке выше 10 вес. %.

По полученным D_γ , D_{WC} и $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ можно оценить изменение плотности дислокаций в аустените и в карбиде вольфрама [28]. На рис. 8 показано изменение плотности дислокаций ($\Delta\rho$) в аустените (а) и в карбиде вольфрама (б) после испытания образцов на осевое сжатие.

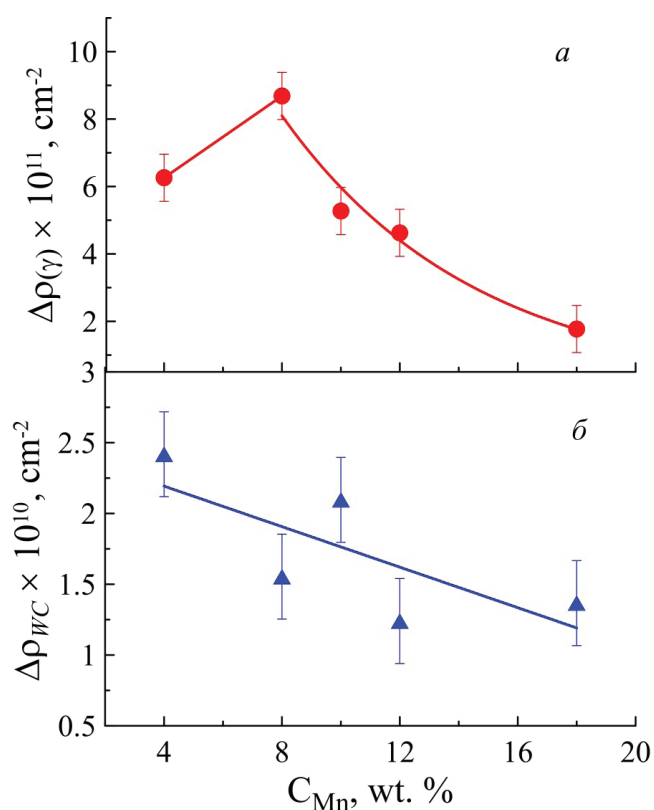


Рис. 8. Изменение плотности дислокаций после разрушения в зависимости от содержания марганца в связке:

а – в аустените; б – в карбиде вольфрама

Fig. 8. Change in the dislocation density after fracture depending on the manganese content in the binder phase:

а – in austenite; б – in tungsten carbide

В аустенитной связке прирост плотности дислокаций изменяется по кривой с максимумом, соответствующим 8 вес. % марганца. Вероятно, изменение $\Delta\rho$ в связующей фазе обусловлено переходом от $(\gamma + \alpha)$ к $(\gamma + \varepsilon)$ фазовому составу. В карбиде вольфрама наблюдается незначительное изменение прироста плотности дислокаций с увеличением содержания марганца в связке (рис. 8, б).

Выводы

1. При изменении содержания марганца в связке ее фазовый состав существенно изменяется от ОЦК+ГЦК до ГПУ+ГЦК, а максимальное содержание аустенита наблюдается при 8 ± 0.2 вес. % марганца.

2. Предел прочности при сжатии максимален при минимальном содержании марганца в связующей фазе исследованных карбидосталей, связующая фаза которого находится в двухфазном $\gamma + \alpha$ -состоянии.

3. Оценка изменения плотности дислокаций в аустените и карбиде вольфрама до и после деформации показала, что максимальный прирост дефектности наблюдается в том случае, когда связующая фаза находится в однофазном ГЦК-состоянии, т. е. при 8 вес. % марганца.

4. Изменением концентрации марганца в связующей фазе можно варьировать соотношение прочности, пластичности и твердости карбидосталей.

Список литературы

1. Термические напряжения в твердом сплаве WC-Co после спекания / В.А. Погода, В.П. Кебко, М.Г. Лошак, Л.И. Александрова // Проблемы прочности. – 1990. – № 12. – С. 87–93.
2. Compressive deformation and fracture in WC materials / D. Rowcliffe, V. Jayaram, M. Hibbs, R. Sinclair // Materials Science and Engineering: A. – 1988. – Vol. 105/106, pt. 2. – P. 299–303. – DOI: 10.1016/0025-5416(88)90710-0.
3. In situ loading response of WC-Ni: origins of toughness / J.W. Paggett, A.D. Krawitz, E.F. Drake, M.A.M. Bourke, V. Livescu, B. Claussen, D.W. Brown // Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2006. – Vol. 24, iss. 1–2. – P. 122–128. – DOI: 10.1016/j.jrmhm.2005.06.005.
4. Measurement and modeling of room temperature co-deformation in WC–10 wt.% Co / V. Livescu,

- B. Clausen, J.W. Paggett, A.D. Krawitz, E.F. Drake, M.A.M. Bourke // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 399, iss. 1–2. – P. 134–140. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.024.
5. Mechanical deformation of WC–Co composite micropillars under uniaxial compression / J.M. Tarragó, J.J. Roa, E. Jiménez-Piqué, E. Keown, J. Fair, L. Llanes // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2016. – Vol. 54. – P. 70–74. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2015.07.015.
6. Microstructure and anodic dissolution mechanism of brazed WC–Ni composite coatings / L.X. Gao, T. Zhou, D.Q. Zhang, K.Y. Lee // *Corrosion Engineering, Science and Technology*. – 2014. – Vol. 49, iss. 3. – P. 204–208. – DOI: 10.1179/1743278213y.0000000124.
7. Erosion–corrosion behaviour of zirconia, WC–6Co, WC–6Ni and UNS S31600 / N. Andrews, L. Giourntas, A.M. Galloway, A. Pearson // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2015. – Vol. 48. – P. 229–237. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.001.
8. Chang S.-H., Chang P.-Y. Study on the mechanical properties, microstructure and corrosion behaviors of nano-WC–Co–Ni–Fe hard materials through HIP and hot-press sintering processes // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 618. – P. 56–62. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.081.
9. Chang S.-H., Chen S.-L. Characterization and properties of sintered WC–Co and WC–Ni–Fe hard metal alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. – Vol. 585. – P. 407–413. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.188.
10. Rafiaei S.M., Bahrami A., Shokouhimehr M. Influence of Ni/Co binders and Mo₂C on the microstructure evolution and mechanical properties of (Ti_{0.93}W_{0.07}) C–based cermets // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44, iss. 15. – P. 17655–17659. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.06.227.
11. Effect of Fe/Ni ratio on the microstructure and properties of WC–Fe–Ni–Co cemented carbides / Y. Gao, B.-H. Luo, K.-J. He, W.-W. Zhang, Z.-H. Bai // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44, iss. 2. – P. 2030–2041. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.10.148.
12. Ferritic chromium steel as binder metal for WC cemented carbides / M. Tarraste, J. Kübarsepp, K. Juhani, A. Mere, M. Kolnes, M. Viljus, B. Maaten // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. – 2018. – Vol. 73. – P. 183–191. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.02.010.
13. Structural-phase changes in hard alloy WC–steel 110G13 after dynamic loading / A.V. Paul', S.F. Gnyusov, Y.F. Ivanov, S.N. Kul'kov, E.V. Kozlov // *Russian Physics Journal*. – 1994. – Vol. 37, iss. 8. – P. 757–761. – DOI: 10.1007/bf00559871.
14. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/e-martensite dual-phase Fe–Mn–C steels / J.-B. Seol, J.E. Jung, Y.W. Jang, C.G. Park // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 558–578. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.078.
15. Волюнова Т.Ф. Высокомарганцовистые стали и сплавы – М.: Металлургия, – 1980. – 270 с. – ISBN 5-229-00069-4.
16. Лысак Л.И., Николин Б.И. Физические основы термической обработки стали. – Киев: Техника, 1975. – 304 с.
17. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
18. High-concentration carbon assists plasticity-driven hydrogen embrittlement in a Fe-high Mn steel with a relatively high stacking fault energy / I.B. Tuğluca, M. Koyama, B. Bal, D. Canadinc, E. Akiyama, K. Tsuzaki // *Materials Science & Engineering: A*. – 2018. – Vol. 717. – P. 78–84. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.087.
19. Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel / X. Yuan, L. Chen, Y. Zhao, H. Di, F. Zhu // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 217. – P. 278–285. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.027.
20. Влияние содержания С и Мн на свойства высокомарганцовистой стали / Б.Б. Винокур, С.Е. Кондратюк, Г.Г. Луценко, О.Г. Касаткин // *Металлы*. – 1986. – № 2. – С. 123–127.
21. Филипов М.А., Зильберштейн М.Р. Стабильность аустенита и свойства высокомарганцовистых среднеуглеродистых сталей // *Металлы*. – 1992. – № 6. – С. 56–61.
22. Влияние углерода и марганца на фазовый состав, мартенситные превращения при нагружении и механические свойства марганцовистых сталей / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Л. Малинова, Л.И. Бурлаченко // *Металлы*. – 1995. – № 2. – С. 67–73.
23. Еголаев В.Ф., Богачев И.Н. Фазовые превращения и упрочнение при пластической деформации железомарганцевого сплава легированного молибденом и вольфрамом // *Физика металлов и материаловедение*. – 1964. – Т. 18, № 3. – С. 423–427.
24. Гуревич Ю.Г. Технология получения твердых сплавов на основе карбида титана методом пропитки, исключая объемную усадку // *Цветные металлы*. – 2013. – № 11 (851). – С. 75–78.

25. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. – Томск: Изд-во науч.-техн. лит., 2006. – 240 с. – ISBN 5-89503-290-7.

26. Гнусов С.Ф. Фазовый состав и формирование механических свойств твердых сплавов карбид вольфрама – структурно-неустойчивая связка: дис. канд. тех. наук: 01.04.07. – Томск, 1991. – 198 с.

27. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.

28. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. – М.: Металлургия, 1975. – 480 с.

29. Timoshenko S.P., Goodier J.N. Theory of elasticity. – New York: McGraw-Hill, 1951. – 506 с.

30. Структурные превращения высокомарганцовистых аустенитных сталей при деформировании сдвигом под давлением / В.А. Теплов, Л.Г. Коршунов, В.А. Щабашов, Р.И. Кузнецов, В.П. Пилюгин, Д.И. Тупица // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 66, № 3. – С. 563–571.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Study of the Phase Composition and its Effect on the Mechanical Properties of WC- (Fe-Mn-C) Carbide Steels

Irina Sevostyanova^{1, 3, a}, *Tatyana Sablina*^{1, 3, b}, *Dmitriy Fedorov*^{2, c}, *Aleksandr Golub*^{2, d},
Sergey Kulkov^{1, 3, e, *}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² VIRIAL LLC, 27 Engels Avenue, Saint-Petersburg, 194156, Russian Federation

³ National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6706-6512>, sevir@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-5941-5732>, sabtat@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-3327-3868>, fedorovdv@virial.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-3583-3822>, dr.sasgol@yandex.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-4635-6569>, kulkov@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 March 2020

Revised: 16 April 2020

Accepted: 02 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Carbide steel
 Phase Composition
 Axial compression
 Hardness
 Strength
 Stress
 Strain

Funding

The results were obtained in the framework of the Integrated Project "Establishment of import-substituting high-tech full-cycle production of complex-shaped indexable carbide cutting inserts for priority industries" (Agreement No. 075-11-2019-036 dated November 27, 2019) implemented by the ISPMS SB RAS at the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of Decree of the Government of the Russian Federation No. 218 dated April 09, 2010.

ABSTRACT

Introduction. For development of new composite materials with high static and dynamic strength a great attention is paid to the binder phase. The usage of steels with structural instability, for example, Fe-Mn-C steels as a binder phase of composites, is a promising direction, due to its high ability to strain hardening and the presence of several martensitic transformations. These materials can provide an effective relaxation of stress concentrators arising near carbide particles in the composite during loading of the material due to free form change in the intercarbide space and transfer the external load to the carbide grains. A number of studies are devoted to such research; however, upon preparation of WC- (Fe-Mn-C) carbide steels, the elemental composition of the binder phase may change due to the technological features of its manufacture by powder metallurgy methods. Therefore, studying the influence of the manganese content changes in the Fe-Mn-C steel binder on the phase composition and mechanical properties of WC-(Fe-Mn-C) materials is very important. **The aim of this work** is to study the phase composition and its influence on the mechanical properties of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels with changes of the manganese concentration in the matrix. In this work, WC- (Fe-Mn-C) steels are studied, the manganese content in the binder phase is varied from 4 to 18 wt. %. **Materials and methods.** Carbide steels are obtained by impregnation of WC carcass with subsequent quenching in oil from 1150 °C. Studies of carbide steels in initial state and after axial compression test are carried out using X-ray phase and X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy. **Results and discussion.** The carbide phase content in the obtained carbide steels is 82 vol. %, the average grain size of tungsten carbide is 2.4 μm, while the porosity does not exceed 0.5%. An increase in the manganese content in the binder phase of carbide steels leads to a change in the phase composition of the binder phase and to an increase in the lattice parameter of austenite. When the binder phase is in a single-phase state, with a manganese content of 8 wt.%, the maximum relative deformation to failure equal to 6.5% is observed. With an increase in the manganese content in the binder phase, the axial compression strength decreases from 4050 to 3500 MPa. Designed carbide steels can be used as a different kind of tool. The data obtained can be applied in the development of new composite materials with high physical and mechanical properties.

For citation: Sevostyanova I.N., Sablina T.Yu., Fedorov D.V., Golub A.V., Kulkov S.N. Study of the phase composition and its effect on the mechanical properties of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 76–88. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-76-88. (In Russian).

* Corresponding author

Kulkov Sergey N., D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: 8 (3822) 286-986, **e-mail:** kulkov@ispms.ru

References

1. Pogoda V.A., Kebko V.P., Loshak M.G., Aleksandrova L.I. Termicheskie napryazheniya v tverdom splave WC-Co posle spekaniya [Thermal stresses in WC-Co carbide after sintering]. *Problemy prochnosti = Strength of Materials*, 1990, iss. 12, pp. 87–93.
2. Rowcliffe D., Jayaram V., Hibbs M., Sinclair R. Compressive deformation and fracture in WC materials. *Materials Science and Engineering: A*, 1988, vol. 105/106, pt. 2, pp. 299–303. DOI: 10.1016/0025-5416(88)90710-0.
3. Paggett J.W., Krawitz A.D., Drake E.F., Bourke M.A.M., Livescu V., Claussen B., Brown D.W. In situ loading response of WC–Ni: origins of toughness. *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2006, vol. 24, iss. 1–2, pp. 122–128. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2005.06.005.
4. Livescu V., Clausen B., Paggett J.W., Krawitz A.D., Drake E.F., Bourke M.A.M. Measurement and modeling of room temperature co-deformation in WC–10 wt.% Co. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 399, iss. 1–2, pp. 134–140. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.024.
5. Tarragó J.M., Roa J.J., Jiménez-Piqué E., Keown E., Fair J., Llanes L. Mechanical deformation of WC–Co composite micropillars under uniaxial compression. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 54, pp. 70–74. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2015.07.015.
6. Gao L.X., Zhou T., Zhang D.Q., Lee K.Y. Microstructure and anodic dissolution mechanism of brazed WC–Ni composite coatings. *Corrosion Engineering, Science and Technology*, 2014, vol. 49, iss. 3, pp. 204–208. DOI: 10.1179/1743278213y.0000000124.
7. Andrews N., Giourtas L., Galloway A.M., Pearson A. Erosion–corrosion behaviour of zirconia, WC–6Co, WC–6Ni and UNS S31600. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015, vol. 48, pp. 229–237. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2014.09.001.
8. Chang S.-H., Chang P.-Y. Study on the mechanical properties, microstructure and corrosion behaviors of nano-WC–Co–Ni–Fe hard materials through HIP and hot-press sintering processes. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 618, pp. 56–62. DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.081.
9. Chang S.-H., Chen S.-L. Characterization and properties of sintered WC–Co and WC–Ni–Fe hard metal alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 585, pp. 407–413. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.188.
10. Rafiaei S.M., Bahrami A., Shokouhimehr M. Influence of Ni/Co binders and Mo₂C on the microstructure evolution and mechanical properties of (Ti_{0.93}W_{0.07}) C-based cermets. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, iss. 15, pp. 17655–17659. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.06.227.
11. Gao Y., Luo B.-H., He K.-J., Zhang W.-W., Bai Z.-H. Effect of Fe/Ni ratio on the microstructure and properties of WC–Fe–Ni–Co cemented carbides. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, iss. 2, pp. 2030–2041. DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.10.148.
12. Tarraste M., Kübarsepp J., Juhani K., Mere A., Kolnes M., Viljus M., Maaten B. Ferritic chromium steel as binder metal for WC cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2018, vol. 73, pp. 183–191. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2018.02.010.
13. Paul' A.V., Gnyusov S.F., Ivanov Y.F., Kul'kov S.N., Kozlov E.V. Structural-phase changes in hard alloy WC-steel 110G13 after dynamic loading. *Russian Physics Journal*, 1994, vol. 37, iss. 8, pp. 757–761. DOI: 10.1007/bf00559871.
14. Seol J.-B., Jung J.E., Jang Y.W., Park C.G. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/e-martensite dual-phase Fe–Mn–C steels. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 558–578. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.078.
15. Volynova T.F. *Vysokomargantsovistye stali i splavy* [High manganese steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 270 p. ISBN 5-229-00069-4.
16. Lysak L.I., Nikolin B.I. *Fizicheskie osnovy termicheskoi obrabotki stali* [Physical fundamentals of heat treatment of steel]. Kiev, Tekhnika Publ., 1975. 304 p.
17. Bogachev I.N., Egolaev V.F. *Struktura i svoystva zhelezomargantsevykh splavov* [Structure and properties of ferromanganese alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 296 p.
18. Tuğluca I.B., Koyama M., Bal B., Canadinc D., Akiyama E., Tsuzaki K. High-concentration carbon assists plasticity-driven hydrogen embrittlement in a Fe-high Mn steel with a relatively high stacking fault energy. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, vol. 717, pp. 78–84. DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.087.
19. Yuan X., Chen L., Zhao Y., Di H., Zhu F. Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 217, pp. 278–285. DOI: 10.1016/j.jmatprot.2014.11.027.

20. Vinokur B.B., Kondratyuk S.E., Lutsenko G.G., Kasatkin O.G. Vliyanie sodержaniya C i Mn na svoistva vysokomargantsovistoi stali [Influence of C and Mn content on properties of high-manganese steel]. *Metally = Metals*, 1986, no. 2, pp. 123–127.
21. Filipov M.A., Zil'bershtein M.R. Stabil'nost' austenita i svoistva vysokomargantsovistykh sredneuglerodistykh staley [Stability of austenite and properties of high-manganese medium-carbon steels]. *Metally = Metals*, 1992, no. 6, pp. 56–61.
22. Malinov L.S., Cheilyakh A.P., Malinova E.L., Burlachenko L.I. Vliyanie ugleroda i margantsa na fazovyi sostav, martensitnye prevrashcheniya pri nagruzhении i mekhanicheskie svoistva margantsovistykh staley [Influence of carbon and manganese on the phase composition, martensitic transformations under loading and mechanical properties of manganese steels]. *Metally = Metals*, 1995, no. 2, pp. 67–73.
23. Egolaev V.F., Bogachev I.N. Fazovye prevrashcheniya i uprochnenie pri plasticheskoi deformatsii zhelezomargantseвого сплава легированного молибденом i vol'framom [Phase transformations and hardening during plastic deformation of ferromanganese alloy doped with molybdenum and wolfram]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1964, vol. 18, no. 3, pp. 423–427.
24. Gurevich Yu.G. Tekhnologiya polucheniya tverdykh splavov na osnove karbida titana metodom propitki, isklyuchayushchim ob'emnyuyu usadku [Technology of obtaining of solid alloys on the basis of titanium carbide by the saturation method, which excludes the volume shrinkage]. *Tsvetnye metally = Nonferrous metal*, 2013, no. 11 (851), pp. 75–78.
25. Kul'kov S.N., Gnyusov S.F. *Karbidostali na osnove karbidov titana i vol'frama* [Carbide steel on the basis of carbides of titanium and tungsten]. Tomsk, Scientific & Technical Literature Publishing House, 2006. 240 p. ISBN 5-89503-290-7.
26. Gnyusov S.F. *Fazovyi sostav i formirovanie mekhanicheskikh svoistv tverdykh splavov karbid vol'frama – strukturno-neustoichivaya svyazka*. Diss. kand. tekhn. nauk [Phase composition and formation of mechanical properties of hard alloys of tungsten carbide – structurally stable bond. PHD eng. sci. diss.]. Tomsk, 1991. 198 p.
27. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 270 p.
28. Vishnyakov Ya.D. *Sovremennye metody issledovaniya struktury deformirovannykh kristallov* [Modern methods for studying the structure of deformed crystals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 480 p.
29. Timoshenko S.P., Goodier J.N. *Theory of Elasticity*. New York, McGraw-Hill, 1951. 506 p.
30. Teplov V.A., Korshunov L.G., Shchabashov V.A., Kuznetsov R.I., Pilyugin V.P., Tupitsa D.I. Strukturnye prevrashcheniya vysokomargantsovistykh austenitnykh staley pri deformirovanii sdvigom pod davleniem [Structural transformations of high-manganese austenitic steels during deformation by shear under pressure]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 66, no. 3, pp. 563–571.

Conflicts of Interest

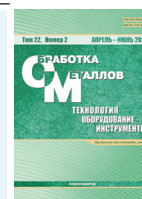
The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Структурные особенности и износостойкость слоев, сформированных наплавкой самофлюсующегося никелевого сплава и бора электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу

Татьяна Зимоглядова^{1, a, *}, Евдокия Бушуева^{1, b}, Александр Штерцер^{2, c}, Борис Гринберг^{2, d},
 Наталья Соболева^{3, e}, Ева Коллманнсбергер^{4, f}, Иван Чакин^{5, g}, Денис Бибко^{5, h},
 Алексей Леонов^{5, i}, Дарья Сафарова¹

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. Лаврентьева, 15, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

⁴ Университет прикладных наук Ландсхута, Ам Лурценхоф, 1, г. Ландсхут, 84036, Германия

⁵ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, проспект Академика М.А. Лаврентьева, 11, г. Новосибирск, 630090, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-1113-9820>,  zimogliadovatiana@gmail.com, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-7608-734X>,  dusias@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-4973-0437>,  asterzer@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-0160-1903>,  b_grinberg@mail.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>,  natashasoboleva@list.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0001-9489-4970>,  s-ekollm@haw-landshut.de,

^g  <https://orcid.org/0000-0003-0529-2017>,  chak_in2003@bk.ru, ^h  <https://orcid.org/0000-0002-3941-7327>,  denbibko@mail.ru,

ⁱ  <https://orcid.org/0000-0001-6692-3121>,  Alexeyleonov2009@yandex.ru,  <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>,  safarova10ab@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.79

История статьи:

Поступила: 16 марта 2020

Рецензирование: 14 апреля 2020

Принята к печати: 02 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка
 Ni-Cr-Si-B-сплав
 Структура
 Твердость
 Износостойкость
 Нержавеющая сталь

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Новосибирской области в рамках научного проекта № 19-43-543011.

Благодарности

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. Создание защитных слоев на рабочих поверхностях деталей машин, выполненных из хромоникелевых аустенитных сталей, является эффективным способом повышения их надежности и долговечности. Самофлюсующиеся никелевые сплавы широко применяются для формирования функциональных покрытий, стойких к абразивному воздействию. Возможность повышения комплекса свойств Ni-Cr-Si-B-сплавов путем добавления упрочняющих соединений в их матрицу или синтеза упрочняющих фаз непосредственно в процессе формирования защитного слоя представляет существенный интерес для отечественных и зарубежных специалистов. В литературе не представлены сведения о формировании защитных слоев на поверхности аустенитных сталей с использованием наплавки релятивистскими электронными пучками Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с упрочняющими добавками. **Цель** работы заключалась в повышении трибо-технических свойств поверхностных слоев стальных заготовок при наплавке пучком электронов, выведенным в воздушную атмосферу Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с аморфным бором, взятым в различных весовых соотношениях. Доля аморфного бора в порошковой насыпке составляла 5, 10 и 15 вес. %. Особенности строения наплавленных слоев были изучены с использованием следующих **методов исследования**: оптическая металлография, растровая электронная микроскопия, рентгенофазовый и микрорентгеноспектральный анализ. Уровень свойств поверхностно упрочненных материалов определяли при измерении микротвердости и износостойкости при трении о закрепленные абразивные частицы и в условиях гидроабразивного воздействия. **Результаты и обсуждение.** Материал, сформированный при наплавке Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 15 вес. % бора, характеризуется максимальной микротвердостью (1000 HV) и износостойкостью в различных условиях изнашивания. Основным структурным фактором, обеспечивающим эффективное повышение эксплуатационных характеристик, является формирование боридов Fe₂B, (Cr, Fe)B. Показано, что при наплавке Ni-Cr-Si-B-сплава и 15 вес. % бора выделившиеся упрочняющие соединения характеризуются фазовой неоднородностью. Внутренняя часть двухфазных сложных по строению частиц представляет собой CrB₂, вокруг которого происходит выделение (Fe, Cr)₂B.

Для цитирования: Структурные особенности и износостойкость слоев, сформированных наплавкой самофлюсующегося никелевого сплава и бора электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу / Т.А. Зимоглядова, Е.Г. Бушуева, А.А. Штерцер, Б.Е. Гринберг, Н.Н. Соболева, Е. Коллманнсбергер, И.К. Чакин, Д.С. Бибко, А.В. Леонов, Д.Э. Сафарова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 89–103. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-89-103

*Адрес для переписки

Зимоглядова Татьяна Алексеевна, ассистент

Новосибирский государственный технический университет,
 пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: +7-983-322-02-45, e-mail: zimogliadovatiana@gmail.com

Введение

Хромоникелевые аустенитные стали широко применяются во многих областях промышленности ввиду благоприятного сочетания таких свойств, как технологичность и относительная дешевизна в сочетании с высокой жаростойкостью и коррозионной стойкостью [1]. Однако существенным недостатком сталей данного класса является низкое сопротивление воздействию абразивных частиц в различных условиях изнашивания. Формирование на рабочей поверхности деталей защитных слоев является эффективным и технологичным способом решения данной проблемы [2, 3].

В качестве материалов для формирования твердых слоев, стойких к абразивному изнашиванию, сухому трению и трению в условиях граничной смазки, широкое промышленное применение нашли самофлюсующиеся сплавы на никелевой основе (Ni-Cr-Si-B-сплавы) [4–9]. Самофлюсующиеся сплавы представляют собой хорошо изученный класс материалов, характеризующийся наличием твердых включений различного состава и стехиометрии, распределенных в пластичной матрице сплава. Основная особенность самофлюсующихся сплавов – наличие в их составе кремния и бора, которые защищают расплавленный металл от окислительных процессов, возникающих при формировании наплавленного слоя. Повышение функциональных характеристик этих сплавов возможно за счет введения в состав наплавочных материалов дополнительных упрочняющих компонентов, например, карбидов вольфрама, титана и хрома [10–14]. Известно, что твердость и износостойкость боридов переходных металлов в несколько раз превышают характеристики соответствующих им карбидов. Высокий комплекс свойств боридов объясняется особенностями кристаллического строения, плотностью упаковки и жесткостью элементарной ячейки [15].

В настоящее время активно развиваются технологии поверхностного упрочнения, основанные на применении высококонцентрированных источников энергии, например таких, как лазерное излучение или электронные пучки. Оплавление поверхности обрабатываемой детали и введение в расплав модифицирующего компонента обеспечивает формирование

функциональных слоев с требуемым уровнем свойств [16–19].

Наплавка пучком электронов, выведенных в воздушную атмосферу, является эффективным способом поверхностно-объемного упрочнения деталей. Диапазон энергии электронов 0,8...1,4 МэВ позволяет формировать слои, толщина которых может достигать нескольких миллиметров за один проход. Вывод высококонцентрированного электронного луча за пределы вакуумной среды значительно сокращает время обработки крупногабаритных изделий [19–21].

Известно, что существенное влияние на показатели твердости и износостойкости защитных слоев в условиях абразивного воздействия оказывает доля упрочняющих частиц, расположенных в матрице наплавляемого слоя. В случае, когда объемная доля частиц упрочняющей фазы является недостаточной, значительного улучшения эксплуатационных характеристик может не произойти. В то же время слишком большая доля упрочняющих частиц в покрытии может привести к его охрупчиванию [22]. Таким образом, определение рационального соотношения упрочняющих добавок и базового материала наплавки является важной технологической задачей, позволяющей эффективно повысить эксплуатационные характеристики разрабатываемых поверхностно упрочненных материалов.

Цель настоящей работы заключалась в повышении триботехнических свойств поверхностных слоев заготовок из нержавеющей стали путем создания функциональных защитных слоев с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки самофлюсующегося никелевого сплава в сочетании с бором, взятым в различных весовых соотношениях.

Методика исследований

Наплавка порошковых смесей осуществлялась на пластины из нержавеющей стали 12X18H9T размером 100×50×12 мм. В качестве базового материала для формирования защитных слоев был использован промышленный самофлюсующийся сплав на никелевой основе марки ПН77Х15С3Р2 производства ПАО «Тулачермет» (ТУ 147-1-3758-84) дисперсностью 80...150 мкм. Химический состав основного и наплавляемого материалов представлен в табл. 1.

Химический состав исходных материалов
Chemical composition of raw materials

Исходный материал	Ni	Cr	Si	Fe	C	Mn	S	P	B
12X18H9T (основной металл)	9	17	0,3	Осн.	0,05	1,5	<0,004	<0,05	–
ПР-Н77Х15СЗР2 (наплавляемый материал)	Осн.	15	3	<3	0,5	–	–	–	2

Технологические эксперименты по формированию защитных слоев осуществлялись в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН (г. Новосибирск) на ускорителе электронов ЭЛВ-6. Стенд ЭЛВ-6 входит в перечень уникальных установок РФ. Энергия электронов на выходе из ускорителя достигает 1,4 МэВ, что многократно превышает диапазон энергий, типичных для электронно-лучевых пушек, оборудованных вакуумными камерами. Схема технологического оборудования и процесса наплавки представлена на рис. 1 и 2 соответственно. Устройство электромагнитной развертки позволяет управлять пучком электронов и отклонять его от вертикали на угол до 45° (см. рис. 1). Основные параметры обработки материалов были выбраны на основании проведенных ранее исследований [23]. Расстояние от выпускного отверстия до поверхности обрабатываемой детали составляло 90 мм. Ток пучка I составлял 25 мА, скорость перемещения заготовок относительно выпускного отверстия V 15 мм/с. Обрабатываемый образец располагается на подвижном столе под выпускным отверстием и поступательно перемещается в продольном направлении.

Необходимый уровень эксплуатационных свойств материалов с наплавленными слоями обеспечивался введением модифицирующих компонентов. Для получения большей доли упрочняющих соединений в наплавленном слое в состав порошковых смесей дополнительно вводили порошок аморфного бора. Доля модифицирующего компонента в порошковой насыпке составляла 5, 10 и 15 вес. %. Кроме того, с целью сравнения структуры и свойств исследуемых материалов была проведена наплавка самофлюсующегося никелевого сплава без модифицирующего компонента. Образцы обозначались

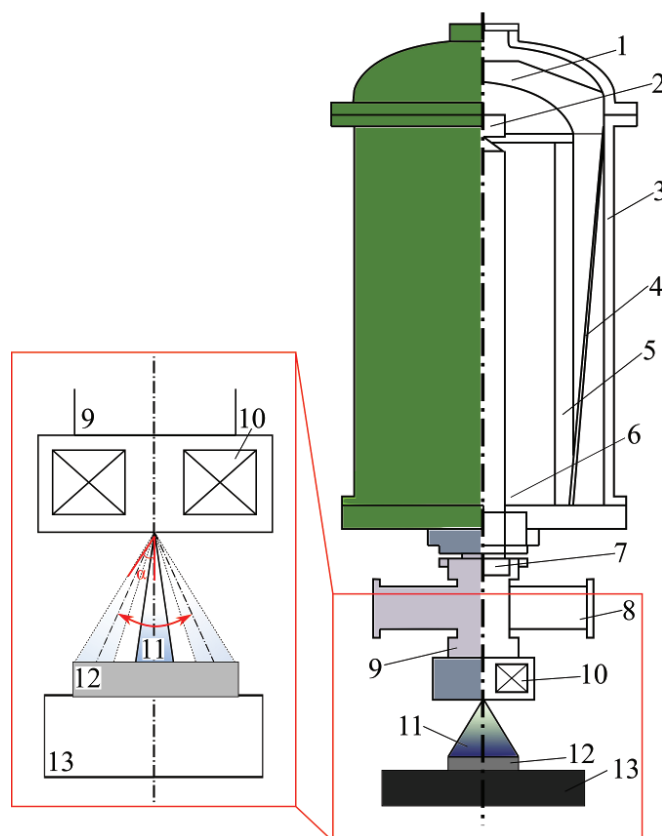


Рис. 1. Промышленный ускоритель электронов ЭЛВ-6:

1 – высоковольтный электрод; 2 – блок управления инжектором; 3 – сосуд; 4 – первичная обмотка; 5 – высоковольтный ускоритель; 6 – ускорительная трубка; 7 – электромагниты развертки; 8 – вакуумная система; 9 – выпускное устройство; 10 – магнитная катушка; 11 – электронный луч; 12 – обрабатываемая деталь; 13 – перемещающийся стол-манипулятор

Fig. 1. Commercial electron beam accelerator ELV-6:

1 – high voltage electrode; 2 – injector control unit; 3 – cylindrical tank; 4 – primary side; 5 – high-voltage accelerator; 6 – accelerating tube; 7 – scanning electromagnets; 8 – vacuum system; 9 – outlet unit; 10 – magnetic coil; 11 – electron beam; 12 – workpiece; 13 – shifted manipulator platen

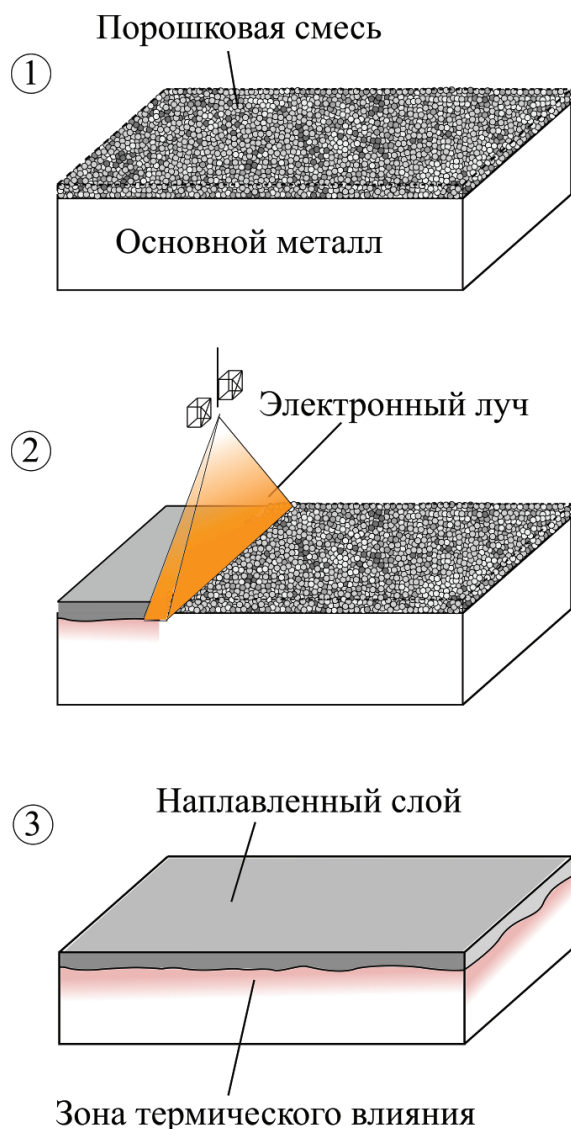


Рис. 2. Схема процесса наплавки электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу

Fig. 2. Scheme of cladding process by an electron beam, revealed in the air atmosphere

следующим образом: «ПН77» – сокращение от марки сплава ПН77Х15С3Р2. Далее указывали количество аморфного бора в весовых процентах.

Металлографические исследования полученных материалов были проведены с использованием оптического микроскопа *Carl Zeiss Axio Observer A1m*. С помощью прессы *Buehler SimpliMet 1000* подготовленные образцы запрессовывали в полимерную смолу. Шлифы были подготовлены по стандартной технологии, включающей в себя операции шлифования и полирования. Для выявления структуры наплавленных слоев использовали химический триви-

тель, состоящий из 10 мл HCl , 0,1 мл HNO_3 и 10 г FeCl_3 . Для выявления деталей строения наплавленных слоев на больших увеличениях использовали растровый электронный микроскоп *Carl Zeiss EVO50 XVP* в режиме вторичных и обратно рассеянных электронов. Фазовый состав наплавленных слоев определяли с помощью рентгеновского дифрактометра *ARL X'TRA* с использованием $\text{Cu K}\alpha_{1,2}$ -излучения в диапазоне углов $2\theta = 30 \dots 80^\circ$. Дифракционные картины регистрировались в режиме сканирования с шагом $2\theta = 0,05^\circ$ при времени накопления 5 с на одну точку.

Оценку микротвердости поверхностно-упрочненных материалов производили в соответствии с ГОСТ 9450–76 по методу восстановленного отпечатка с применением полуавтоматического микротвердомера *Wolpert Group 402 MVD*. Измерения выполнялись в поперечном сечении образца в направлении от его поверхности к основному металлу (рис. 3, а). Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,981 Н.

В работе были использованы два метода определения износостойкости: в условиях гидроабразивного изнашивания (не регламентируется) и в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц (регламентируется ГОСТ 17367–71). Следует отметить, что были допущены некоторые отклонения от стандарта. Так, вместо технически чистого железа в качестве эталона использовали образцы из стали марки 12Х18Н9Т, выполнявшей функцию основного материала. Исследуемые образцы диаметром 2 мм помещали в специальный держатель и с усилием 4 Н прижимали к диску, вращающемуся со скоростью 100 об/мин, с закрепленной на нем электрокорундовой абразивной шкуркой зернистостью 8. Траектория перемещения образца описывала спираль Архимеда, что обеспечивало постоянный контакт истираемой поверхности образца с новыми абразивными частицами. Схема процесса испытаний представлена на рис. 3, б.

Для реализации испытаний в условиях гидроабразивного изнашивания была использована запатентованная установка, разработанная сотрудниками Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН (патент РФ № 2509295). Исследуемые образцы размером $30 \times 50 \times 10$ мм были ориентированы относительно водной

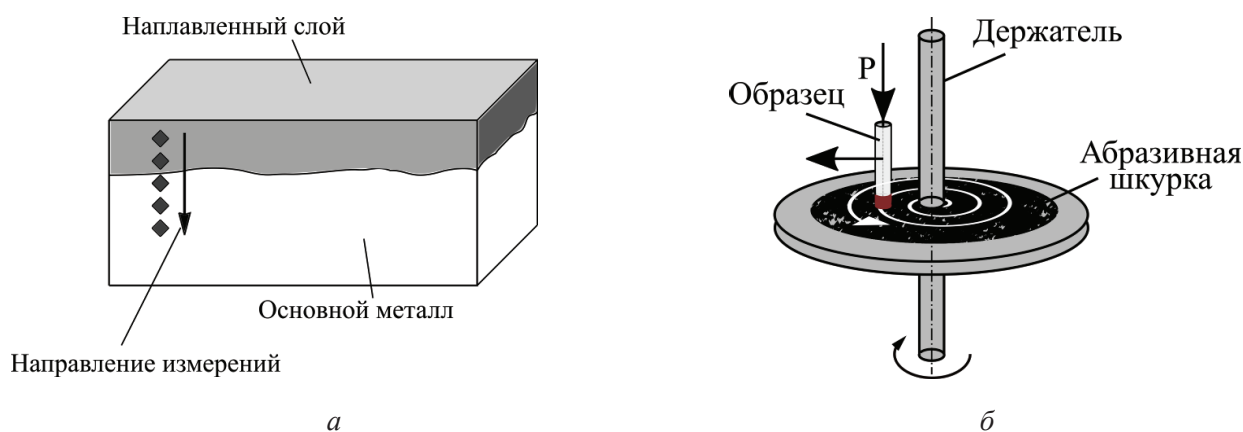


Рис. 3. Схема проведения испытаний на определение:

a – микротвердости наплавленных слоев; *б* – износостойкости в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц

Fig. 3. Scheme of test procedures:

a – microhardness of the cladded layers; *б* – wear-resistance in friction conditions against embedded abragant grain

струи, истекающей из гидроабразивной головки со скоростью 31,3 м/с и содержащей твердые абразивные частицы, под углами 20°, 45° и 90°. В качестве абразивного материала использовали электрокорунд зернистостью № 32. Время воздействия струи на образец составляло 30 мин. Подробно методика испытаний описана в работе [24]. Потерю массы после испытаний определяли с использованием аналитических весов ЛВ 210-А с точностью до 0,0001 мг.

Результаты и их обсуждение

На рис. 4 представлен общий вид поверхностно-упрочненных материалов, полученных при наплавке пучком электронов, выведенным в воздушную атмосферу, разных по соотношению составов. Толщина слоя, сформированного при наплавке промышленного самофлюсующегося сплава ПР-Н77Х15С3Р2 достигает 2 мм. Наплавленный слой образца «ПН77» однороден по всей

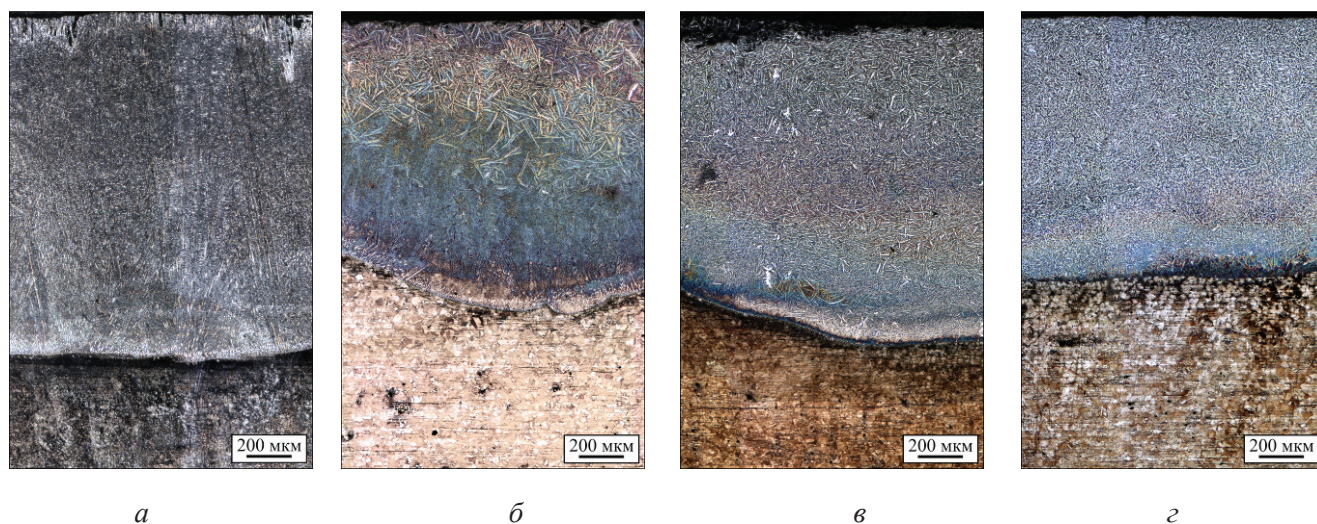


Рис. 4. Поперечное сечение поверхностно-упрочненных материалов, сформированных наплавкой электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу, порошковых композиций, содержащих самофлюсующийся никелевый сплав и бор в различных весовых соотношениях, на стали марки 12Х18Н9Т:

a – ПН77; *б* – ПН77 + 5 % В; *в* – ПН77 + 10 % В; *г* – ПН77 + 15 % В

Fig. 4. Cross-sectional view of surface hardened materials, obtained by revealed in the air electron beam cladding, of powder mixtures contain Ni-base self-fluxing alloy and boron in different weigh relations supported on stainless steel:

a – Ni-Cr-Si-B; *б* – Ni-Cr-Si-B + 5 % В; *в* – Ni-Cr-Si-B + 10 % В; *г* – Ni-Cr-Si-B+15 % В

глубине сечения и характеризуется доэвтектическим типом строения (рис. 4, а). Матричная фаза кристаллизуется в виде дендритов, вытянутых в направлении отвода тепла. Длина осей первого порядка дендритных кристаллов соизмерима с толщиной наплавленного слоя. Толщина слоев, полученных при наплавке смесей типа «Ni-Cr-Si-B-сплав + В», варьируется от 1,4 до 1,8 мм (рис. 4, б–г).

Существенное влияние на фазовый состав наплавленных слоев оказывает железо, поступившее в расплав из основного металла. Анализ рентгенограмм исследуемых в работе материалов показал, что основной структурной составляющей всех наплавленных слоев является γ -твердый раствор на основе никеля и железа (рис. 5).

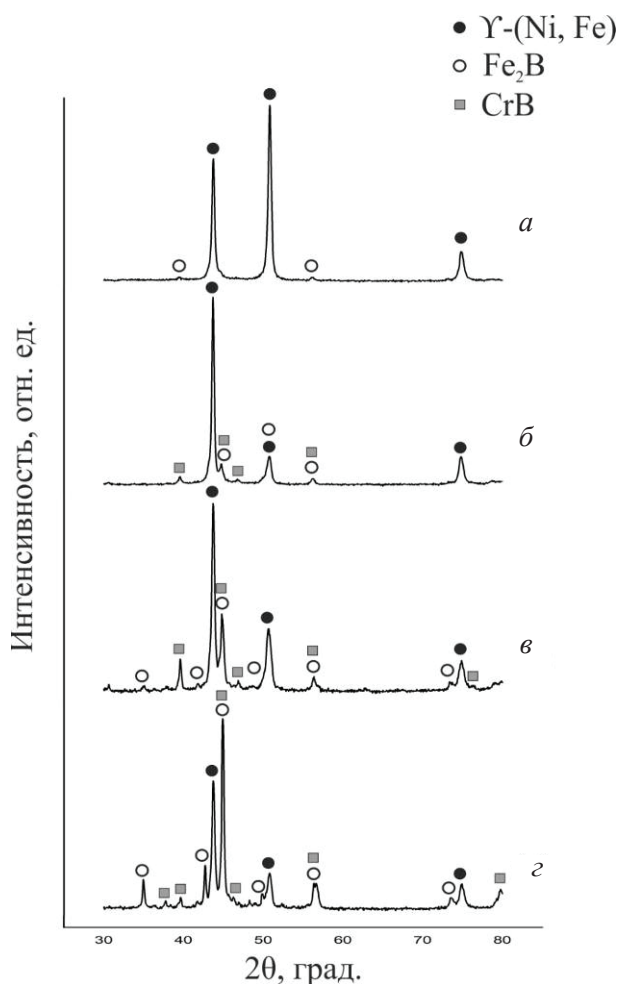


Рис. 5. Рентгенограммы, соответствующие образцам:

а – ПН77; б – ПН77 + 5 % В; в – ПН77 + 10 % В; г – ПН77 + 15 % В

Fig. 5. X-ray patterns, according to samples:

а – Ni-Cr-Si-B; б – Ni-Cr-Si-B + 5 % В; в – Ni-Cr-Si-B + 10 % В; г – Ni-Cr-Si-B + 15 % В

Для образца ПН77 зафиксировано несоответствие интегральной интенсивности рефлексов γ -(Ni-Fe) теоретическим данным кристаллографической базы ICDD (рис. 5, а). Данное явление может быть объяснено направленной кристаллизацией зерен твердого раствора. Кроме γ -(Ni-Fe) в структуре материала ПН77 зафиксировано наличие боридов железа Fe_2B . Отсутствие упрочняющих соединений на основе хрома может быть объяснено его растворением в решетке твердого раствора и в замещении атомов железа в соединении Fe_2B .

Введение 5...15 вес. % аморфного бора в порошковую насыпку приводит к образованию боридов хрома и железа (CrB и Fe_2B соответственно) в структуре наплавленных слоев. Следует отметить увеличение интенсивностей рефлексов фазы Fe_2B на рентгенограмме, снятой с образца «ПН77 + 15 % В» (рис. 5, г).

Более детальные особенности строения наплавленных слоев отражены на рис. 6 и 7. На микрофотографии образца ПН77 + 5 % В в наплавленном слое выделены три характерные области. Область 1 характеризуется заэвтектическим типом строения и присутствием упрочняющих частиц. Методом микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что выделившиеся соединения обогащены железом, хромом и бором. С учетом данных рентгенофазового анализа можно сделать вывод, что данные частицы являются боридами хрома, легированными железом (рис. 6, в, табл. 2). С продвижением к основному металлу происходит смена типа структуры на эвтектический (область 2, рис. 6, а). Более детальное изображение эвтектических колоний показано на рис. 6, г–д. С учетом данных рентгенофазового анализа наиболее вероятный фазовый состав эвтектики – γ -(Ni-Fe) + Fe_2B . При продвижении к границе с основным металлом размер и объемная доля дендритных кристаллов γ -(Ni-Fe) резко возрастает (область 3, рис. 6, а). Методом микрорентгеноспектрального анализа было подтверждено, что данная фаза содержит некоторое количество хрома, растворенного в ГЦК-решетке (см. спектр 2, табл. 2). Следует отметить, что оси первого порядка γ -(Ni-Fe) в данной области преимущественно вытянуты в направлении к основному металлу. Детали строения данной области объясняются высокими скоростями процессов теплоотведения и кри-

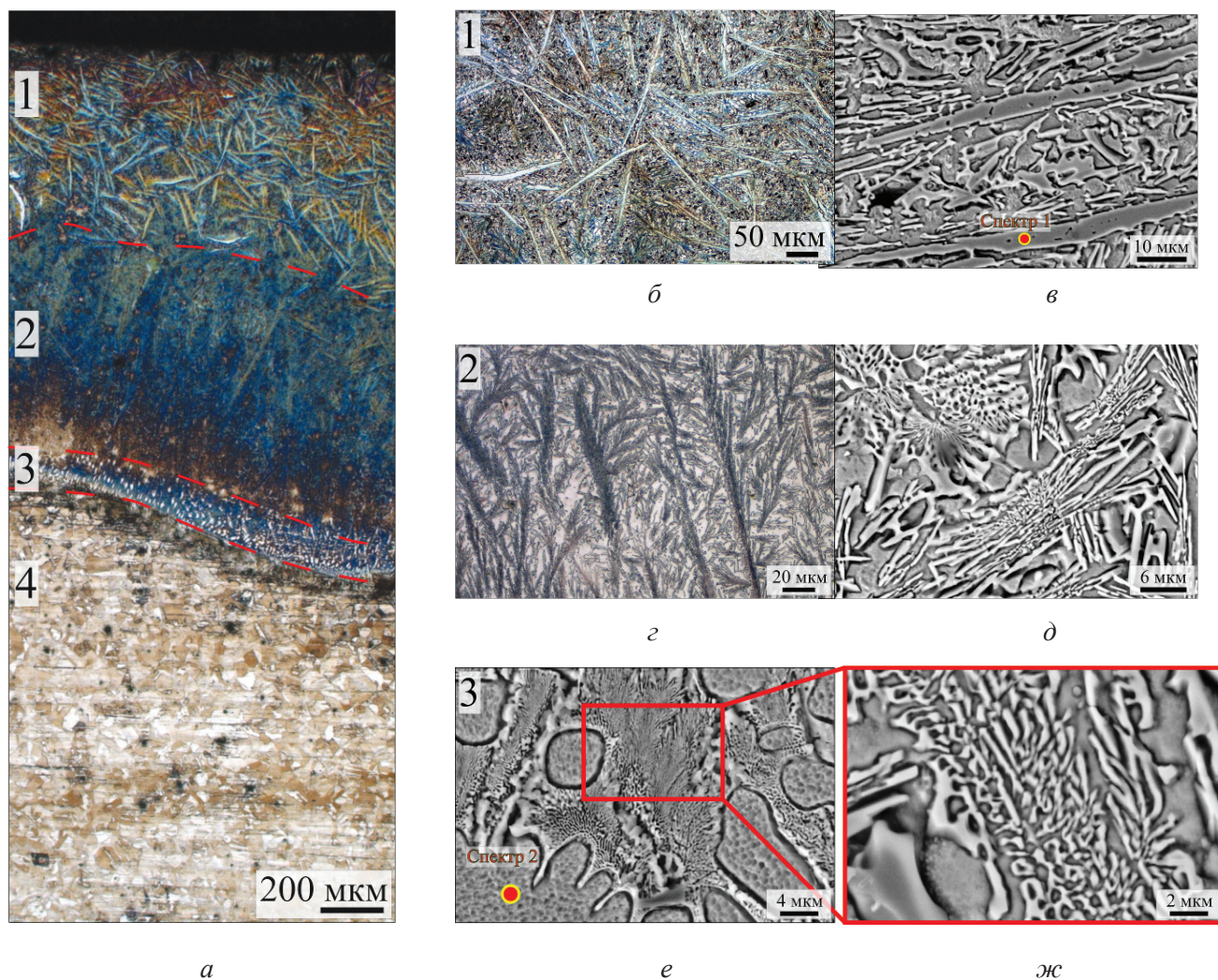


Рис. 6. Особенности строения наплавленного слоя, сформированного наплавкой Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 5 вес. % бора:

a – структура поверхностно-упрочненного материала в поперечном сечении; *б, в* – упрочняющие соединения, выделившиеся в поверхностной части наплавленного слоя; *г, д* – детальное строение эвтектических колоний; *е, ж* – структура на границе сплавления

Fig. 6. Structure feature of cladded layer, produced by electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy combined with 5 wt. % of boron:

a – cross-sectional structure; *б, в* – hardface particles, precipitated in a surface part of clad layer; *г, д* – detail structure of eutectic colonies; *е, ж* – structure on a fusion boundary

Таблица 2

Table 2

Результаты микрорентгеноспектрального анализа (вес. %)

The results of electron microprobe analysis (wt. %)

Область	Ni	Fe	Cr	B	Si	Вероятная фаза
Спектр 1	4,89	32,41	48,09	14,61	–	(Cr, Fe)B
Спектр 2	43,58	42,09	12,44	–	1,88	γ -(Ni-Fe-Cr)
Спектр 3	0,78	13,73	59,32	26,18	–	CrB ₂
Спектр 4	7,63	50,47	29,46	12,45	–	(Fe, Cr) ₂ B

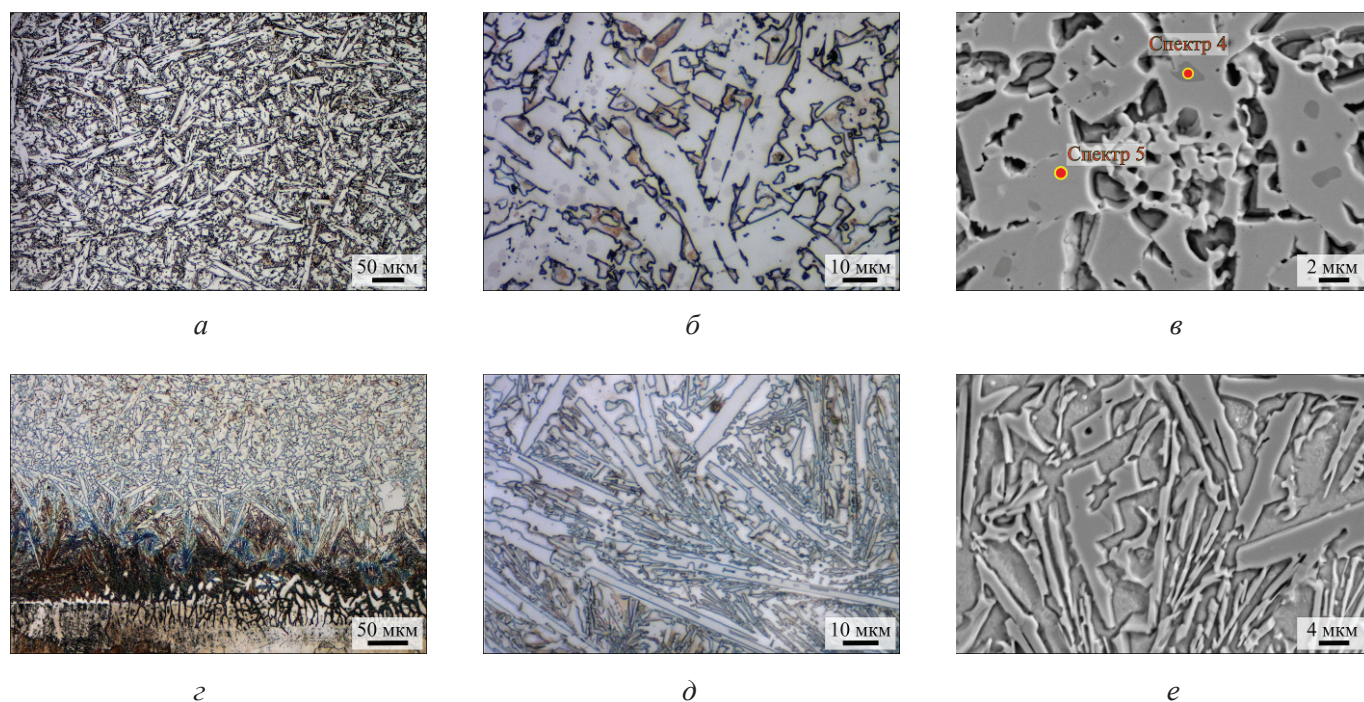


Рис. 7. Особенности строения наплавленного слоя, сформированного наплавкой Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 15 вес. % бора:

a, б, в – плотный слой боридов железа; *г* – граница с основным металлом; *д, е* – детальное строение эвтектических колоний и боридов различной морфологии

Fig. 7. Structure features of clad layer, produced by electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy combined with 15 wt. % of boron:

a, б, в – dense layer of iron borides; *г* – base metal boundary; *д, е* – detail structure of eutectic colonies and borides with different morphology

сталлизации расплава на границе «наплавленный слой – основной металл».

При наплавке Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 10 и 15 вес. % бора толщина области 1, выделенной на рис. 6, *a*, соответствует практически всей глубине наплавленного слоя (рис. 7, *г*). Детальные исследования поверхностных слоев образца ПН77 + 15 % В показали, что материал состоит из плотных скоплений боридных кристаллов, имеющих в поперечном сечении форму квадратов, ромбов и треугольников (рис. 7, *a, б*). Проанализировав их строение методом растровой электронной микроскопии, установили наличие областей, отличных по степени травимости (рис. 7, *в*). Методом микрорентгеноспектрального анализа было определено, что данные области характеризуются различным химическим составом (см. спектр 3, 4, табл. 2). Более темные области (спектр 3, рис. 7) представляют собой диборид хрома CrB_2 . Вокруг кристаллов диборида хрома происходит выделение легированного борида железа $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$. С продвиже-

нием к основному металлу морфология боридов изменяется на более вытянутую. Особенности строения боридных кристаллов и эвтектических колоний представлены на рис. 7, *д, е*.

Результаты дюрометрических исследований поверхностно упрочненных материалов, сформированных электронно-лучевой наплавкой саморасплавляющегося никелевого сплава в сочетании с бором, взятым в весовых соотношениях 5, 10 и 15 вес. %, представлены на рис. 8. На диаграммах распределения микротвердости четко различима граница «наплавленный слой – основной металл». Уровень микротвердости слоев в зоне термического влияния соответствует твердости основного материала (180 HV).

Из представленных диаграмм следует, что толщина наплавленных слоев находится в диапазоне от 1,7 до 2 мм. Наибольшим уровнем микротвердости (~ 800 HV) обладают слои, полученные наплавкой Ni-Cr-Si-B-сплава с добавлением 15 % аморфного бора (рис. 8, *г*). Микротвердость материала, сформированного

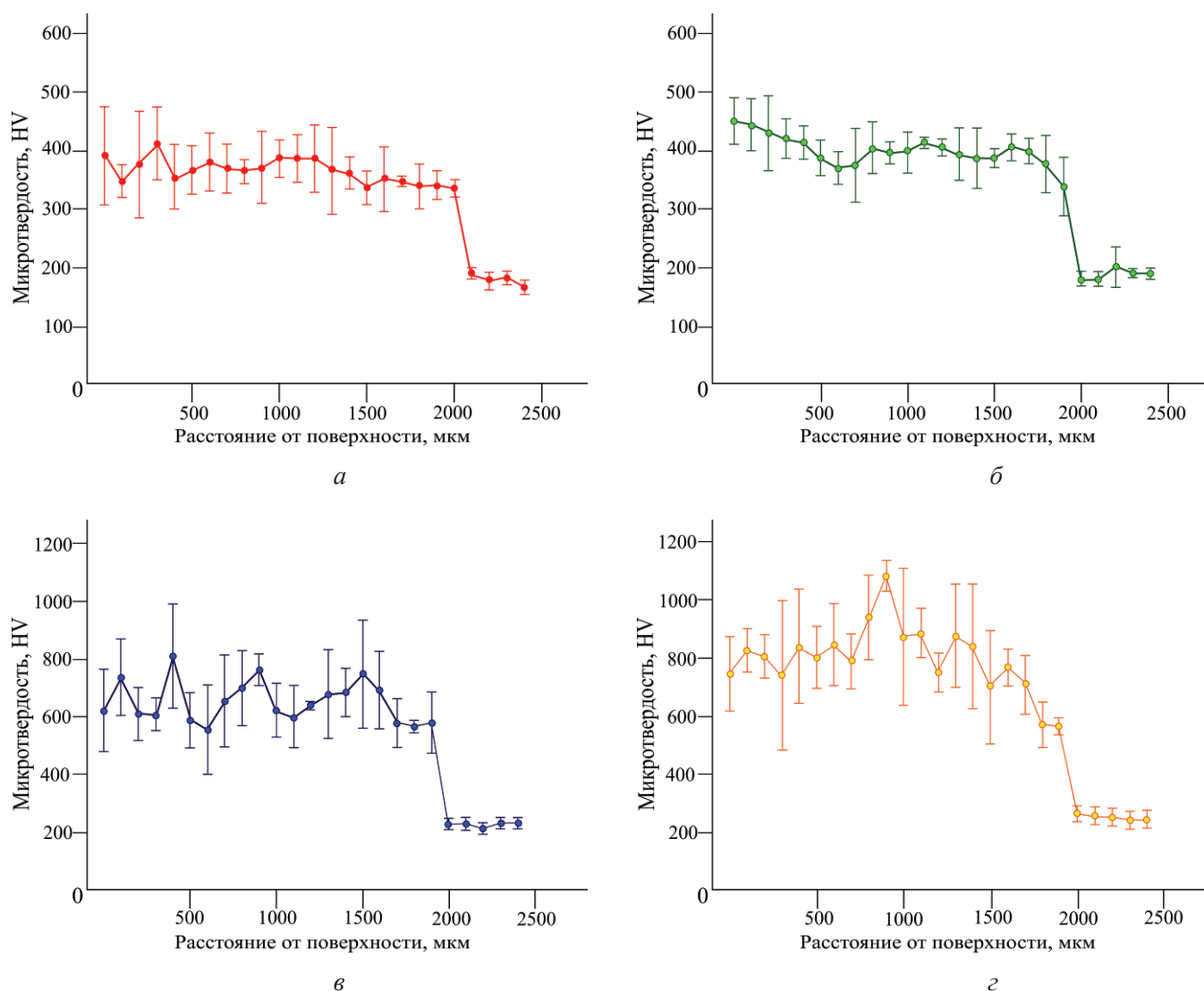


Рис. 8. Диаграмма микротвердости материала:

a – ПН77; *б* – ПН77 + 5 % В; *в* – ПН77 + 10 % В; *з* – ПН77 + 15 % В

Fig. 8. Material's microhardness diagram:

a – Ni-Cr-Si-B; *б* – Ni-Cr-Si-B+5 % В; *в* – Ni-Cr-Si-B+10 % В; *з* – Ni-Cr-Si-B+15 % В

наплавкой самофлюсующегося сплава без добавок, достигала 400 HV (рис. 8, *a*), легированного 5 вес. % В – 450 HV (рис. 8, *б*), 10 вес. % В – 700 HV (рис. 8, *в*). На диаграмме, соответствующей материалу «ПН77+ 5 % В», наблюдается плавное снижение микротвердости в поверхностной части наплавленного слоя (0...500 мкм). Это объясняется наличием первичных кристаллов (Cr, Fe)B, зафиксированных в данной области (область 1, рис. 6, *a*), объемная доля которых в данном диапазоне постепенно снижается.

По результатам испытаний на износостойкость в условиях воздействия закрепленных частиц абразива было установлено, что максимальным уровнем относительной износостойкости обладает материал, сформированный наплавкой

порошковой смеси самофлюсующегося никелевого сплава и 15 % аморфного бора (рис. 9). Стойкость данного материала практически в 2 раза превышает значение стойкости эталонного образца. Структура наплавленного слоя, сочетающая в себе высокопрочные бориды и эвтектическую матрицу, прочно их удерживающую, препятствует внедрению абразивных частиц. Уровень износостойкости образца «ПН77 + 10 % В» незначительно уступает материалу типа «ПН77 + 15 % В». Износостойкость образца, легированного 5 % аморфного бора, а также образца, полученного по технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки самофлюсующегося никелевого сплава без легирования, практически не отличается от

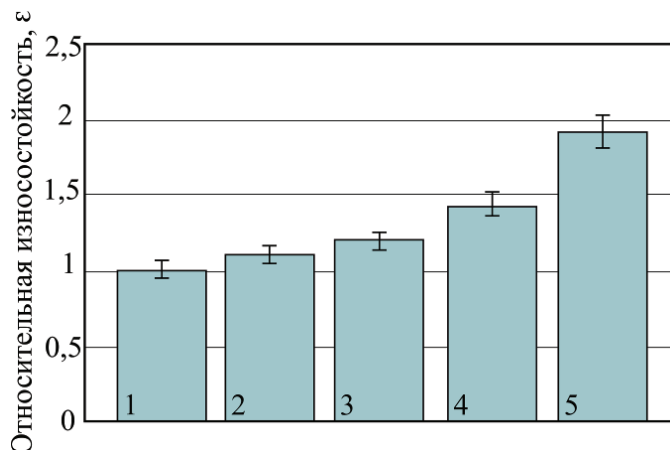


Рис. 9. Относительная износостойкость материалов в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц:

1 – эталон (сталь 12Х18Н9Т); 2 – «ПН77»; 3 – «ПН77 + 5 % В»; 4 – «ПН77 + 10 % В»; 5 – «ПН77 + 15 % В»

Fig. 9. Relative wear-resistance of materials exposed to fixed abrasive particles:

1 – reference material (stainless steel, working as a base metal); 2 – Ni-Cr-Si-B; 3 – Ni-Cr-Si-B + 5 % B; 4 – Ni-Cr-Si-B + 10 % B; 5 – Ni-Cr-Si-B + 15 % B

износостойкости эталонного материала. Низкие показатели износостойкости материалов «ПН77» и «ПН77+5 % В» объясняются высокой объемной долей пластичной γ -Ni-Fe-фазы в наплавленном слое и недостаточной долей упрочняющих соединений.

На рис. 10 представлены результаты триботехнических испытаний исследуемых материалов в условиях гидроабразивного воздействия. Максимальное увеличение износостойкости (~ в 4 раза) зафиксировано для образцов с наплавленным слоем на основе порошковой смеси ПН77Х15СЗР2 и 15 вес. % бора при угле атаки 20°. При малых углах атаки (15°...30°) вследствие преобладания тангенциальной компоненты скорости удара основным процессом разрушения поверхностных слоев является тангенциальное смещение микрообъемов материала в направлении внедрения, т. е. микрорезание. При увеличении твердости поверхности введением в порошковую насыпку бора в количестве 15 вес. % происходит минимизация износа при скользящем ударе абразивной струи. В процессе трения абразивные частицы проскальзывают по изнашиваемой поверхности и значительная часть энергии затрачивается на отскок.

При увеличении угла атаки до 45° и 90° наблюдается существенное увеличение интен-

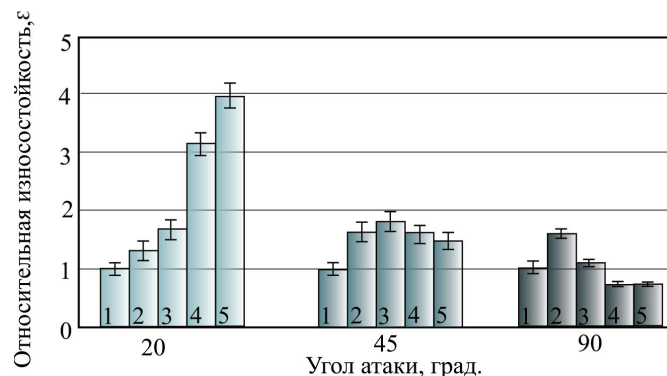


Рис. 10. Относительная износостойкость материалов в условиях гидроабразивного изнашивания:

1 – эталон (сталь 12Х18Н9Т); 2 – «ПН77-100 %»; 3 – «ПН77 + 5 % В»; 4 – «ПН77 + 10 % В»; 5 – «ПН77 + 15 % В»

Fig. 10. Relative wear-resistance of materials exposed to hydroabrasive wear:

1 – reference material (stainless steel, working as a base metal); 2 – Ni-Cr-Si-B; 3 – Ni-Cr-Si-B + 5 % B; 4 – Ni-Cr-Si-B + 10 % B; 5 – Ni-Cr-Si-B + 15 % B

сивности изнашивания сформированных материалов. Износостойкость материалов типа «ПН77 + 10 % В» и «ПН77 + 15 % В» уступает образцу «ПН77 + 5 % В». При угле атаки 90° наибольшей износостойкостью отличается материал, полученный наплавкой самофлюсующегося никелевого сплава без добавок («ПН77»), а материалы «ПН77 + 10 % В» и «ПН77 + 15 % В» характеризуются большей интенсивностью изнашивания, чем эталонный материал.

Увеличение интенсивности изнашивания при фронтальном воздействии струи объясняется изменением механизма изнашивания – параллельно с процессами микрорезания происходит ударное воздействие гидроабразивного потока. Под действием ударов абразивных частиц в поверхностных слоях происходит зарождение и рост усталостных микротрещин [25]. Увеличение интенсивности изнашивания в этих условиях для материалов, легированных бором в количестве 10 и 15 вес. %, объясняется высокой объемной долей хрупких боридов. При продолжительном воздействии происходит выкрашивание отдельных крупных блоков материала. Следует отметить, что в реальных условиях эксплуатации разрабатываемого материала (узлы телеметрических систем, втулки, детали запорной арма-

туры нефтепроводов и т. п.) наиболее вероятно воздействие гидроабразивного потока в диапазоне углов малого размера.

Таким образом, по результатам двух типов испытаний в условиях абразивного воздействия наиболее стойким к выбранным условиям изнашивания является поверхностно упрочненный материал, сформированный наплавкой Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 15 вес. % бора. Структура наплавленного слоя, сочетающая в себе высокопрочные бориды и эвтектическую матрицу, прочно их удерживающую, препятствует внедрению абразивных частиц.

Выводы

Установлена возможность формирования защитных слоев толщиной до 1,8 мм на заготовках из хромоникелевой аустенитной стали с использованием метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей на основе самофлюсующегося никелевого сплава в сочетании с аморфным бором, взятым в различных весовых соотношениях. Максимальный уровень микротвердости наплавленных слоев (1000 HV) характерен для материала, полученного наплавкой Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 15 вес. % аморфного бора. Данный материал демонстрирует износостойкость в 2 и 4 раза выше по сравнению с хромоникелевой аустенитной сталью в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц и гидроабразивного изнашивания (при угле атаки 20°). Основным структурным фактором, обеспечивающим прирост твердости и износостойкости поверхностно-упрочненных материалов в выбранных условиях, является формирование упрочняющих соединений Fe_2B , $(\text{Cr}, \text{Fe})\text{B}$. Детальные структурные исследования поверхностного слоя, сформированного наплавкой Ni-Cr-Si-B-сплава в сочетании с 15 вес. % аморфного бора, показали, что выделившиеся упрочняющие соединения характеризуются фазовой неоднородностью. Внутренняя часть двухфазных сложных по строению частиц представляет собой диборид хрома CrB_2 , вокруг которого происходит выделение боридов железа $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$.

Список литературы

1. Gardner L. Stability and design of stainless steel structures – review and outlook // Thin-Walled Structures. – 2019. – Vol. 141. – P. 208–216. – DOI: 10.1016/j.tws.2019.04.019.

2. Восстановление деталей машин / Ф.И. Пантелеенко, В.П. Лялякин, В.П. Иванов, В.М. Константинов. – М: Машиностроение, 2003. – 672 с. – ISBN 5-217-03188-3.

3. Методы исследования материалов: структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. – М: Мир, 2004. – 384 с. – ISBN 5-03-003572-9.

4. Kesavan D., Kamaraj M. The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204, iss. 24. – P. 4034–4043. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.05.022.

5. Effect of the substrate dilution on the room and high temperature tribological behaviour of Ni-based coatings deposited by PTA on grey cast iron / F. Fernandes, T. Polcar, A. Loureiro, A. Cavaleiro // Surface and Coatings Technology. – 2015. – Vol. 281. – P. 11–19. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.09.034.

6. Shevchenko O.I., Trekin G.E., Farber V.M. Distribution of chemical elements in structural components of a facing of a self-fluxing nickel alloy // Metal Science and Heat Treatment. – 1997. – Vol. 39, iss. 6. – P. 233–235. – DOI: 10.1007/BF02467225.

7. Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni-Cr-Si-B alloy on AISI 304L stainless steel / C. Sudha, P. Shankar, Subba R.V. Rao, R. Thirumurugesan, M. Vijayalakshmi, B. Raj // Surface and Coatings Technology – 2008. – Vol. 202, iss. 10. – P. 2103–2112. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.08.063.

8. Reinaldo P.R., D'Oliveira A.S.C.M. NiCrSiB coatings deposited by plasma transferred arc on different steel substrates // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22, iss. 2. – P. 590–597. – DOI: 10.1007/s11665-012-0271-7.

9. Microstructural characterisation of NiWCrBSiC alloy coating produced by HVOF thermal spraying / L. Gil, M.H. Staia, R. Guevara, E.S. Puchi-Cabrera, D.B. Lewis // Surface Engineering. – 2006. – Vol. 22, iss. 4. – P. 304–313. – DOI: 10.1179/174329406X122900.

10. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Y. Role of the strengthening phases in abrasive wear resistance of laser-clad NiCrBSi coatings // Journal of Friction and Wear. – 2017. – Vol. 38, N 4. – P. 272–278. – DOI: 10.3103/S1068366617040080.

11. Microstructure, magnetic properties and empirical electron theory calculations of laser cladding FeNi-Cr/60% WC composite coatings with Mo additions / J. Yang, X. Miao, X. Wang, H. Chen, F. Yang // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2016. – Vol. 54. – P. 216–222. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2015.07.034.

12. Effect of WC addition on microstructures of laser melted Ni-based alloy powder / Y.M. Zhang, M. Hida, A. Sakakibara, Y. Takemoto // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – Vol. 169–170. – P. 384–387. – DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00058-6.
13. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2009. – Vol. 27, iss. 2. – P. 472–478. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008.
14. The study of properties of Ni–W₂C and Co–W₂C powders thermal sprayed deposits / A. Klimpel, L.A. Dobrzański, A. Lisiecki, D. Janicki // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Vol. 164–165. – P. 1068–1073. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.198.
15. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.
16. Microstructure and phase formation in a rapidly solidified laser-deposited Ni–Cr–B–Si–C hardfacing alloy / I. Hemmati, V. Ocelik, K. Csach, J.Th.M. de Hosson // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2014. – Vol. 45, iss. 2. – P. 878–892. – DOI: 10.1007/s11661-013-2004-4.
17. Formation of a Cr₃C₂/Ni–Cr alloy layer by an electron beam cladding method and evaluation of the layer properties / J. Morimoto, N. Abe, F. Kuriyama, M. Tomie // *Vacuum*. – 2001. – Vol. 62, iss. 2–3. – P. 203–210. – DOI: 10.1016/S0042-207X(00)00439-5.
18. Laser surfacing of nickel-based composite war-resistant coatings reinforced with tungsten / A.G. Grigoryants, A.Y. Stavertiy, K.O. Bazaleeva, T.Y. Yudina, N.A. Smirnova, R.S. Tretyakov, A.I. Misyurov // *Welding International*. – 2017. – Vol. 31, iss. 1. – P. 52–57. – DOI: 10.1080/09507116.2016.1213039.
19. Голковский М.Г. Закалка и наплавка релятивистским электронным пучком вне вакуума. Технологические возможности метода. – Saarbrücken: LAP Lambert Academic Publishing, 2013. – 325 с. – ISBN 978-3-659-31094-2.
20. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum / M.G. Golkovski, I.A. Bataev, A.A. Bataev, A.A. Ruktuev, T.V. Zhuravina, N.K. Kusanov, V.A. Bataev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 578. – P. 310–317. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.04.103.
21. Euh K., Lee J., Lee S. Microstructural modification and property improvement of boride/Ti–6Al–4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32, N 10. – P. 2499–2508. – DOI: 10.1007/s11661-001-0039-4.
22. Tribological properties of TiC particles reinforced Ni-based alloy composite coatings / B. Cai, Y.-F. Tan, L. He, H. Tan, L. Gao // *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*. – 2013. – Vol. 23, iss. 6. – P. 1681–1688.
23. Structure and properties of functional self-fluxing nickel-containing coatings obtained by non-vacuum electron-beam cladding / T.A. Zimoglyadova, H. Saage, V.A. Pasichnik, A.S. Egorova, O. Matts // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2019. – Vol. 60, iss. 9–10. – P. 633–640. – DOI: 10.1007/s11041-019-00330-4.
24. Shtertser A.A., Gringerg B.E. Impact of a hydroabrasive jet on material: hydroabrasive wear // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. – 2013. – Vol. 54, N 3. – P. 508–516. – DOI: 10.1134/S002189441303022X.
25. Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Колокольников М.Г. Абразивное изнашивание. – М.: Машиностроение, 1990. – 222 с. – ISBN 5-217-00836-9.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Structure Features and Wear Resistance of Layers, formed by Ni-based Self-fluxing Alloy combined with Boron by Electron Beam, revealed in the Air Atmosphere

Tatiana Zimogliadova^{1, a, *}, *Evdokia Bushueva*^{1, b}, *Alexandr Shtertser*^{2, c}, *Boris Grinberg*^{2, d},
Natalia Soboleva^{3, e}, *Eva Kollmannsberger*^{4, f}, *Ivan Chakin*^{5, g}, *Denis Bibko*^{5, h},
Alexey Leonov^{5, i}, *Daria Safarova*^{1, j}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

⁴ University of Applied Sciences Landshut, 1 Am Lurzenhof, Landshut, 84036, Germany

⁵ Budker Institute of Nuclear Physics of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 11 Acad. Lavrentieva Pr., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-1113-9820>, zimogliadovatatiana@gmail.com, ^b <https://orcid.org/0000-0001-7608-734X>, dusias@mail.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-4973-0437>, asterzer@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-0160-1903>, b_grinberg@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>, natashasoboleva@list.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0001-9489-4970>, s-ekollm@haw-landshut.de,
^g <https://orcid.org/0000-0003-0529-2017>, chak_in2003@bk.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0002-3941-7327>, denbibko@mail.ru,
ⁱ <https://orcid.org/0000-0001-6692-3121>, Alexeyleonov2009@yandex.ru, ^j <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>, safarova10ab@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 March 2020

Revised: 14 April 2020

Accepted: 02 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Non-vacuum electron beam cladding
 Ni-Cr-Si-B-alloy
 Structure
 Hardness
 Wear-resistance
 Stainless steel

Funding

The reported study was funded by RFBR and government of the Novosibirsk region according to the research project No. 19-43-543011.

Acknowledgements

The studies were performed using the equipment of the Common Use Center "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU.

ABSTRACT

Introduction. The formation of protective layers on working surfaces of machine parts comprised of chromium-nickel austenitic steels is an effective way to increase its reliability and durability. Ni-base self-fluxing alloys are widely used in order to create wear resistant coatings. The possibility of increasing the set of properties of Ni-Cr-Si-B alloys by adding reinforcing compounds to its matrix or by synthesizing reinforcing phases directly in the process of forming a protective layer is a significant interest of domestic and foreign scientists. The literature does not provide the information on the formation of protective layers on the surface of austenitic steels using cladding by relativistic electron beams of a Ni-Cr-Si-B alloy in combination with hardening additives. **Aim** of the current work is to increase the tribotechnical properties of the surface layers of steel workpieces via air-revealed electron beam cladding of a Ni-Cr-Si-B alloy in combination with amorphous boron taken in different weight ratios. The proportion of amorphous boron in the powder mixture is 5, 10, and 15 wt. % respectively. The structural features of the clad layers are investigated by using the following research methods: optical metallography (OM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and electron microprobe analysis (EMPA). The properties of the surface hardened materials are determined by microhardness investigations and wear resistance during friction against fixed abrasive particles and under conditions of hydroabrasive treatment. **Results and discussion.** The material produced during cladding of a Ni-Cr-Si-B alloy in combination with 15 wt. % boron is characterized by the maximum microhardness (1000 HV) and wear resistance under various wear conditions. The main structural factor providing an effective increase in the operational characteristics is the formation Fe₂B, (Cr, Fe)B borides. It is shown that during Ni-Cr-Si-B alloy +15 wt. % boron cladding precipitation compounds are characterized by phase heterogeneity. The inner part of the two-phase complex particles is Cr₂B around which (Fe, Cr)₂B is released.

For citation: Zimogliadova T.A., Bushueva E.G., Shtertser A.A., Grinberg B.E., Soboleva N.N., Kollmannsberger E., Chakin I.K., Bibko D.S., Leonov A.V., Safarova D.E. Structure features and wear resistance of layers, formed by Ni-based self-fluxing alloy combined with boron by electron beam, revealed in the air atmosphere. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 89–103. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-89-103. (In Russian).

* Corresponding author

Zimogliadova Tatiana A., Assistant

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7-983-322-02-45, **e-mail:** zimogliadovatatiana@gmail.com

References

1. Gardner L. Stability and design of stainless steel structures – review and outlook. *Thin Walled Structures*, 2019, vol. 141, pp. 208–216. DOI: 10.1016/j.tws.2019.04.019.
2. Panteleenko F.I., Lyalyakin V.P., Ivanov V.P., Konstantinov V.M. *Vosstanovlenie detalei mashin* [Recovery of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003. 672 p. ISBN 5-217-03188-3.
3. Tushinskii L.I., Plokhov A.V., Tokarev A.O., Sindeev V.I. *Metody issledovaniya materialov: struktura, svoystva i protsessy naneseniya neorganicheskikh pokrytii* [Methods of materials investigation: structure, properties and processes of forming inorganic coatings]. Moscow, Mir Publ., 2004. 384 p. ISBN 5-03-003572-9.
4. Kesavan D., Kamaraj M. The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating. *Surface and coatings technology*, 2010, vol. 204, iss. 24, pp. 4034–4043. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.05.022.
5. Fernandes F., Polcar T., Loureiro A., Cavaleiro A. Effect of the substrate dilution on the room and high temperature tribological behaviour of Ni-based coatings deposited by PTA on grey cast iron. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 281, pp. 11–19. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.09.034.
6. Shevchenko O.I., Trekin G.E., Farber V.M. Distribution of chemical elements in structural components of a facing of a self-fluxing nickel alloy. *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, vol. 39, iss. 6, pp. 233–235. DOI: 10.1007/BF02467225.
7. Sudha C., Shankar P., Subba Rao R.V., Thirumurugesan R., Vijayalakshmi M., Raj B. Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni-Cr-Si-B alloy on AISI 304L stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 202, iss. 10, pp. 2103–2112. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.08.063.
8. Reinaldo P.R., D'Oliveira A.S.C.M. NiCrSiB coatings deposited by plasma transferred arc on different steel substrates. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, iss. 2, pp. 590–597. DOI: 10.1007/s11665-012-0271-7.
9. Gil L., Staia M.H., Guevara R., Puchi-Cabrera E.S., Lewis D.B. Microstructural characterisation of NiWCrB-SiC alloy coating produced by HVOF thermal spraying. *Surface Engineering*, 2006, vol. 22, iss. 4, pp. 304–313. DOI: 10.1179/174329406X122900.
10. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Y. Role of the strengthening phases in abrasive wear resistance of laser-clad NiCrBSi coatings. *Journal of Friction and Wear*, 2017, vol. 38, no. 4, pp. 272–278. DOI: 10.3103/S1068366617040080.
11. Yang J., Miao X., Wang X., Chen H., Yang F. Microstructure, magnetic properties and empirical electron theory calculations of laser cladding FeNiCr/60% WC composite coatings with Mo additions. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 54, pp. 216–222. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2015.07.034.
12. Zhang Y.M., Hida M., Sakakibara A., Takemoto Y. Effect of WC addition on microstructures of laser melted Ni-based alloy powder. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 169–170, pp. 384–387. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00058-6.
13. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, iss. 2, pp. 472–478. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008.
14. Klimpel A., Dobrzański L.A., Lisiecki A., Janicki D. The study of properties of Ni-W₂C and Co-W₂C powders thermal sprayed deposits. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 164–165, pp. 1068–1073. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.198.
15. Samsonov G.V., Serebrjakova T.I., Neronov V.A. *Boridy [Borides]*. Moscow, Atomizdat Publ., 1975. 376 p.
16. Hemmati I., Ocelík V., Csach K., Hosson J.Th.M. de. Microstructure and phase formation in a rapidly solidified laser-deposited Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, iss. 2, pp. 878–892. DOI: 10.1007/s11661-013-2004-4.
17. Morimoto J., Abe N., Kuriyama F., Tomie M. Formation of a Cr₃C₂/Ni–Cr alloy layer by an electron beam cladding method and evaluation of the layer properties. *Vacuum*, 2001, vol. 62, iss. 2–3, pp. 203–210. DOI: 10.1016/S0042-207X(00)00439-5.
18. Grigoryants A.G., Stavertiy A.Y., Bazaleeva K.O., Yudina T.Y., Smirnova N.A., Tretyakov R.S., Misyurov A.I. Laser surfacing of nickel-based composite war-resisting coatings reinforced with tungsten. *Welding International*, 2017, vol. 31, iss. 1, pp. 52–57. DOI: 10.1080/09507116.2016.1213039.
19. Golkovskii M.G. *Zakalka i naplavka relyativistskim elektronnyim puchkom vne vakuumu. Tekhnologicheskie vozmozhnosti metoda* [Quenching and cladding by a relativistic electron beam outside a vacuum. Technological capabilities of the method]. Saarbrücken, LAP Lambert Academic Publishing, 2013. 325 p. ISBN 978-3-659-31094-2.

20. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 578, pp. 310–317. DOI: 10.1016/j.msea.2013.04.103.
21. Euh K., Lee J., Lee S. Microstructural modification and property improvement of boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32, no. 10, pp. 2499–2508. DOI: 10.1007/s11661-001-0039-4.
22. Cai B., Tan Y.-F., He L., Tan H., Gao L. Tribological properties of TiC particles reinforced Ni-based alloy composite coatings. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, iss. 6, pp. 1681–1688.
23. Zimoglyadova T.A., Saage H., Pasichnik V.A., Egorova A.S., Matts O. Structure and properties of functional self-fluxing nickel-containing coatings obtained by non-vacuum electron-beam cladding. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 60, iss. 9–10, pp. 633–640. DOI: 10.1007/s11041-019-00330-4.
24. Shtertser A.A., Gringerg B.E. Impact of a hydroabrasive jet on material: hydroabrasive wear. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2013, vol. 54, no. 3, pp. 508–516. DOI: 10.1134/S002189441303022X.
25. Vinogradov V.N., Sorokin G.M., Kolokol'nikov M.G. *Abrazivnoe iznashivanie* [Abrasive wear]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 222 p. ISBN 5-217-00836-9.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой

Наталья Соболева^{1, а, *}, Алексей Макаров^{1, 2, 3, б}, Александр Степченко^{1, 2, в},
Ирина Малыгина^{1, д}, Юрий Коробов^{2, 3, е}

¹ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

³ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>, natashasoboleva@list.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0001-9431-0170>, alexander.stepchenkov@gmail.com, ^д <https://orcid.org/0000-0002-9463-1473>, malygina@imach.uran.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>, yukorobov@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92:620.178.152

История статьи:

Поступила: 21 марта 2020

Рецензирование: 20 апреля 2020

Принята к печати: 11 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Лазерная наплавка

Хромоникелевое покрытие

Термическое воздействие

Инструментальное микроиндентирование

Сканирующая электронная микроскопия

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ 19-79-00031. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Хромоникелевые покрытия могут использоваться в деталях, эксплуатируемых при высоких температурах (штампы горячего деформирования, валки прокатных станов, ролланги, детали турбин, теплообменников и т.д.). Перспективным методом нанесения покрытий является газопорошковая лазерная наплавка, формирующая покрытия с повышенной твердостью и однородностью. Современным методом оценки механических свойств хромоникелевых покрытий является инструментальное микроиндентирование, осуществляющее запись диаграмм в процессе нагружения и разгрузки индентора. **Цель работы** – исследовать влияние термического воздействия в интервале температур 800...1050 °С на микромеханические свойства NiCrBSi покрытия ПГ-10Н-01, полученного газопорошковой лазерной наплавкой. **Методы исследования.** Инструментированное микроиндентирование и сканирующая электронная микроскопия с использованием энергодисперсионного микроанализа. **Результаты и обсуждение.** Термическое воздействие при температуре 800 °С лишь незначительно снижает прочностные характеристики покрытия, а растворение упрочняющих фаз в структуре покрытия при нагреве до 900 °С приводит к существенному уменьшению характеристик твердости и параметров, характеризующих сопротивление упругопластическому деформированию. Формирование при нагреве до 1050 °С (выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе) «каркасоподобной» структуры с основой из крупных карбоборидов Cr₂(B₂C) и боридов Cr₂B с большими модулями упругости приводит к сильному повышению среднего контактного модуля упругости до ~ 280 ГПа (при среднем уровне модуля упругости ~ 200 ГПа у покрытия после наплавки, а также дополнительного нагрева до 800 и 900 °С), росту до наибольших значений прочностных характеристик микроиндентирования (твердости по Мартенсу и твердости вдавливания при максимальной нагрузке) и расчетных параметров, свидетельствующих о повышенной способности покрытия с «каркасоподобной» структурой деформироваться в «благоприятной» упругой области, а также противостоять механическим контактным нагрузкам и после начала пластического течения.

Для цитирования: Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой / Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, А.К. Степченко, И.Ю. Малыгина, Ю.С. Коробов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 104–117. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117.

Введение

Для повышения долговечности и надежности деталей машин технологически и экономически целесообразно создавать на поверхности изделий покрытия с заданным комплексом свойств [1–3]. Хромоникелевые покрытия используются для восстановления изношенных

*Адрес для переписки

Соболева Наталья Николаевна, к.т.н., н.с.

Институт машиноведения УрО РАН,

ул. Комсомольская, 34,

620049, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: natashasoboleva@list.ru

поверхностей деталей машин и инструментов, а также для улучшения свойств поверхности новых изделий благодаря их стойкости к коррозии и износу [4–6].

Газопорошковая лазерная наплавка является одним из перспективных методов получения поверхностных слоев [7, 8]. В процессе ее проведения присадочный материал (порошок) оплавляется лазерным лучом совместно с тонким поверхностным слоем основного металла (подложки). По сравнению с другими методами нанесения покрытий лазерная наплавка формирует слои с повышенной твердостью и однородностью, а также с отличным металлургическим сцеплением с подложкой [9–11].

Хромоникелевые покрытия могут быть нанесены на детали, эксплуатируемые при высоких температурах, – штампы горячего деформирования, валки прокатных станов, рольганги, детали турбин, теплообменников и т. д. [12–14]. В связи с этим актуальной задачей для оценки возможности их высокотемпературных применений является исследование влияния термического воздействия на их свойства.

Одним из современных методов оценки механических свойств хромоникелевых покрытий является инструментальное микроиндентирование [15–17], осуществляющее запись диаграмм в процессе нагружения и разгружения индентора. Метод позволяет оценить механические свойства материалов, для которых нет возможности провести стандартные испытания на растяжение, сжатие, изгиб [18]. В работе [19] метод микроиндентирования хромоникелевого покрытия после деформационной поверхностной обработки был применен не только для исследования упругопластических характеристик, но и для обоснования механизмов изнашивания в условиях трения скольжения.

Однако изучение микромеханических характеристик хромоникелевого покрытия, сформированного лазерной наплавкой, после дополнительного нагрева не проводилось. Поэтому целью данной работы явилось исследование влияния термического воздействия в интервале температур 800...1050 °C на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного лазерной наплавкой.

Методика исследований

Материалом для покрытий служил самофлюсующийся порошок системы Ni – Cr – B – Si марки ПГ-10Н-01 состава, % (масс.): 0,8 C; 16,0 Cr; <5,0 Fe; 4,0 Si; 3,5 B; остальное – Ni.

Наплавку порошка на пластину из стали Ст3 осуществляли CO₂-лазером непрерывного действия с мощностью излучения 1,4...1,6 кВт при скорости 180 мм/мин, расходе порошка 4,9 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. Порошковая смесь гранулометрического состава 40...100 мкм транспортировалась инертным газом аргоном при давлении 0,5 атм. Для уменьшения поверхностных напряжений наплавку проводили в два прохода путем наложения одного слоя на другой. Покрытия после наплавки и шлифовки имели толщину 1,4...1,5 мм.

Образцы с наплавленным слоем подвергали нагреву до температур 800...1050 °C (выдержка 1 ч) с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру и химический состав фаз покрытия изучали с применением сканирующего электронного микроскопа *Tescan VEGA II XMU* и энергодисперсионного микроанализатора *INCA Energy 450 XT*. Инструментированное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе *Fischerscope HM2000 XYm* с использованием индентора Виккерса при максимальной нагрузке на индентор 1,96 Н [20, 21]. Время выдержки при максимальной нагрузке составляло 20 с, время нагрузки/разгрузки – 5 с. Микромеханические характеристики покрытий определяли с использованием кривых нагружения и разгружения по методике Оливера и Фарра [22], которая признана методикой, наиболее универсальной и удобной для индентирования пирамидальными инденторами [23]. Погрешность измерения характеристик микроиндентирования по 12 измерениям определяли по величине среднеквадратичного отклонения с доверительной вероятностью $p = 0,95$.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а изображены диаграммы нагружения (восходящая кривая на рис. 1, а) и разгружения индентора (нисходящая кривая на рис. 1, а)

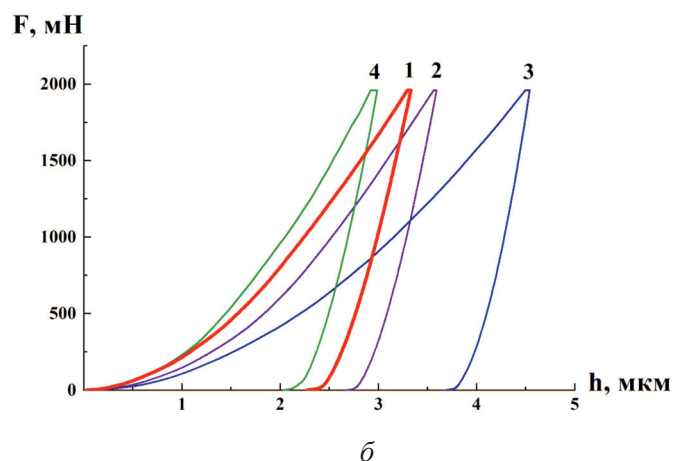
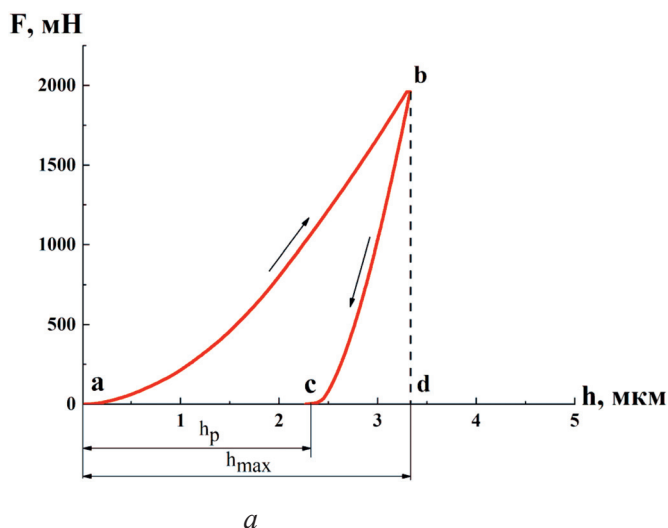


Рис. 1. Пример экспериментальной кривой «нагрузка F – перемещение индентора h » при инструментированном микроиндентировании поверхности образца с покрытием ПГ-10Н-01, сформированным лазерной наплавкой – а; экспериментальные кривые для образцов с покрытием после лазерной наплавки (1) и дополнительного нагрева до температур 800 (2), 900 (3) и 1050 °С (4) – б

Fig. 1. Example of the experimental curve «load F – indenter displacement h » during instrumented microindentation of the surface of a sample with a PG-10N-01 laser clad coating – а, the experimental curves for samples with the coating after laser cladding (1) and additional heating to temperatures of 800 (2), 900 (3) and 1050 °С (4) – б

при максимальной нагрузке $F = 1,96$ Н, определенные методом инструментального микроиндентирования покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой. Как следует из рис. 1, б, последующие термические воздействия при температурах 800...1050 °С оказывают неоднозначное влияние на вид и положение линий. По сравнению с исходной кривой 1 нагрев до температур 800 и 900 °С приводит к последовательному сдвигу кривых 2 и 3 вправо, в то время как нагрев до 1050 °С, напротив, приводит к смещению кривой 4 в сторону меньших значений перемещений индентора h .

На рис. 2 показано, что с ростом температуры нагрева до 800...900 °С наблюдается увеличение значений максимальной $h_{\max}$ и остаточной h_p глубины внедрения индентора в поверхностный слой покрытия ПГ-10Н-01 (определение этих характеристик по диаграммам нагружения и разгрузки поясняет рис. 1, а). Однако дальнейшее повышение температуры до 1050 °С приводит к значительному снижению глубины внедрения индентора до значений даже более низких ($h_{\max} = 3,01 \pm 0,07$, $h_p = 1,96 \pm 0,11$), чем для исходного покрытия ($h_{\max} = 3,47 \pm 0,05$, $h_p = 2,43 \pm 0,03$).

На рис. 3 представлены зависимости от температуры нагрева твердости вдавливания при

максимальной нагрузке H_{IT} , а также твердости по Мартенсу НМ, учитывающей не только пластическую, но и упругую деформацию. Нагрев до 800 °С практически не влияет на значения этих параметров по сравнению с уровнями свойств

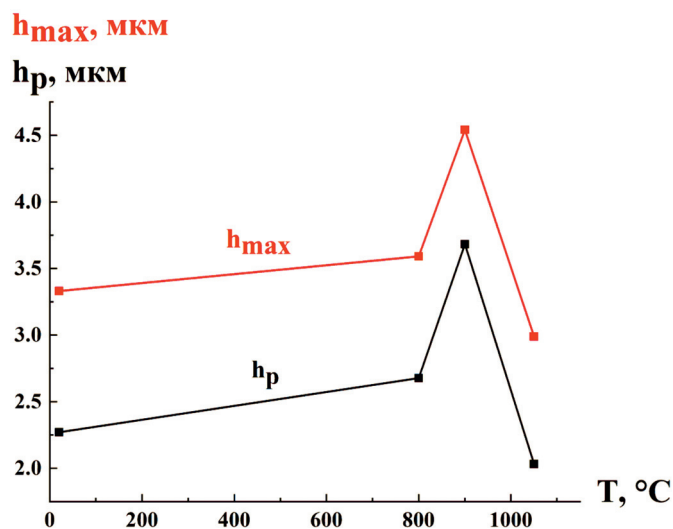


Рис. 2. Влияние температуры нагрева T на максимальную ($h_{\max}$) и остаточную (h_p) глубину внедрения индентора при индентировании покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 2. Influence of the heating temperature T on the maximum ($h_{\max}$) and residual (h_p) penetration depth of the indenter for the PG-10N-01 laser clad coating

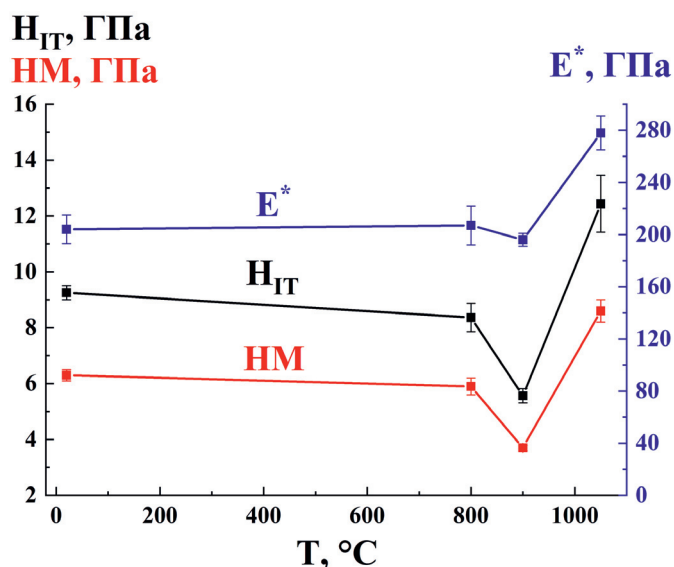


Рис. 3. Влияние температуры нагрева T на твердость по Мартенсу HM , твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и контактный модуль упругости E^* покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 3. Influence of the heating temperature T on the Martens hardness HM , the indentation hardness at the maximum load H_{IT} and the contact elastic modulus E^* for the PG-10N-01 laser clad coating

наплавленного покрытия ($HM = 5,9...6,3$ ГПа, $H_{IT} = 8,3...9,2$ ГПа). Повышение температуры до 900 °C вызывает максимальное разупрочнение покрытия (до значений $HM = 3,7$ ГПа, $H_{IT} = 4,6$ ГПа). Дальнейший нагрев до 1050 °C приводит, напротив, к существенному росту характеристик твердости до максимальных уровней ($HM = 8,6$ ГПа, $H_{IT} = 12,4$ ГПа), существенно превышающих значения твердости исходного наплавленного покрытия (см. рис. 3).

Отмеченное после нагрева покрытия до 800 °C некоторое увеличение глубины внедрения индентора (см. рис. 2) и небольшое снижение характеристик твердости (см. рис. 3) отражают результаты исследования структурно-фазового состояния покрытия [24], согласно которым указанное термическое воздействие вызывает лишь незначительные изменения в структуре покрытия, связанные с трансформацией карбидов хрома Cr_7C_3 в карбобориды сложного состава $(Cr,Ni)_7(C,B)_3$.

Сильный рост значений h_{max} , h_p и соответствующее резкое существенное разупрочнение покрытия при нагреве до 900 °C (см. рис. 2 и 3)

обусловлены, напротив, существенными изменениями структурно-фазового состояния покрытия, металлическую основу которого составляет γ -твердый раствор на основе никеля и эвтектика, образованная γ -твердым раствором и боридом Ni_3B , а основными упрочняющими фазами являются карбиды хрома Cr_7C_3 твердостью $(1650...1800)$ HV 0,05 [24] и бориды хрома CrB твердостью $(1950...2400)$ HV 0,05 [24] (рис. 4, а). На рис. 4, б показано, что нагрев до температуры 900 °C вызывает растворение в матричной γ -фазе наиболее твердой упрочняющей фазы – бориды хрома CrB и боридов никеля Ni_3B твердостью $(1000...1140)$ HV 0,05 [24] из эвтектики $\gamma + Ni_3B$.

Резкое снижение глубины внедрения индентора и большой рост характеристик твердости H_{IT} и HM после термического воздействия при температуре 1050 °C (см. рис. 2, 3) связаны, как показывает рис. 4, в, с формированием «каркасоподобной» структуры из частиц, значительно более крупных, чем частицы упрочняющих фаз в структуре исходного покрытия, не подвергнутого дополнительной термической обработке (см. рис. 4, а). По данным микрорентгеноспектрального анализа крупные частицы в структуре покрытия, подвергнутого высокотемпературной обработке при 1050 °C, являются карбоборидами и боридами хрома состава $Cr_2(B,C)$ и Cr_2B (см. рис. 4, в). В структуре покрытия наряду с матричной фазой γ -твердого раствора содержится также в небольших количествах эвтектика $\gamma + Ni_3B$ и отдельные частицы бориды никеля Ni_3B . Карбидов хрома состава Cr_7C_3 в рассматриваемой структуре не обнаружено.

Полученная отжигом при 1050 °C «каркасоподобная» структура качественно отличается по составу от структур, формируемых в $NiCrBSi$ покрытии высокотемпературной обработкой при температурах 1025 °C [24–26] и 1000 °C [27], когда в отожженной структуре наблюдали фазы CrB , Cr_7C_3 и силициды никеля Ni_3Si . По-видимому, нагрев до 1050 °C (почти до предплавильных для металлической основы температур) вызывает более полное растворение карбида хрома Cr_7C_3 и соответствующее насыщение твердого раствора хромом, что и приводит к выделению при охлаждении от температуры отжига соединений $Cr_2(B,C)$ и Cr_2B с высоким содержанием хрома. Согласно литературным данным [28] бо-

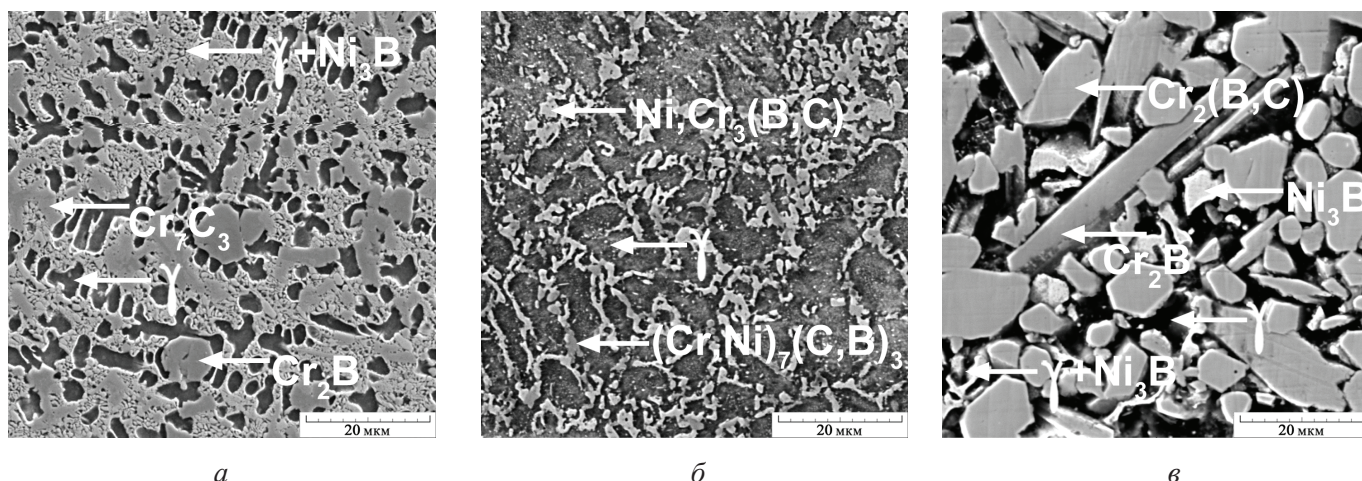


Рис. 4. Микроструктуры покрытия ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки (а) и дополнительного нагрева до температур 900 (б) и 1050 °С (в) (выдержка 1 ч) с последующим охлаждением на воздухе

Fig. 4. Microstructures of the PG-10N-01 coating after laser cladding (a) and additional heating to temperatures of 900 (б) and 1050 °C (в) (exposure time of 1 h) followed by air cooling

рид хрома Cr_2B имеет меньшую твердость (1350 HV), чем фазы CrB , Cr_7C_3 . Однако повышенное содержание в структуре покрытия, отожженно-го при 1050 °С (см. рис. 4, в), упрочняющих фаз $\text{Cr}_2(\text{B}, \text{C})$, Cr_2B и Ni_3B при существенно меньшем, чем в исходном покрытии (см. рис. 4, а) количестве эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ (твердость которой составляет (580...750) HV 0,05 [24]), обуславливает наблюдаемые у «каркасоподобной» структуры, представленной на рис. 2 и 3, минимальные глубины внедрения индентора и максимальные прочностные характеристики.

Из рис. 3 следует также, что нагрев покрытия до температур 800...900 °С не оказывает заметного влияния на уровень контактного модуля упругости E^* , который остается в пределах 196...207 ГПа. Таким образом, существенные структурные изменения, обусловленные нагревом до 900 °С, связанные с растворением борида хрома CrB и частичным растворением борида никеля Ni_3B (см. рис. 4, б; [24]), не приводят к значимому изменению величины E^* . Это согласуется с известными представлениями о малой чувствительности модулей упругости к структурному состоянию недеформированных материалов [29], в то время как деформации могут оказывать заметное влияние на модуль упругости металлов и сплавов, например [30–33].

Однако, как показывает рис. 3, нагрев до 1050 °С вызывает резкий рост контактного модуля упругости покрытия до 278 ± 13 ГПа. Обнаруженный столь высокий уровень модуля

упругости «каркасоподобной» структуры, сформированной в покрытии высокотемпературным отжигом, можно объяснить только вкладом в средний модуль упругости крупных частиц боридов и карбоборидов хрома Cr_2B и $\text{Cr}_2(\text{B}, \text{C})$, поскольку у структурных составляющих на основе никеля модули упругости относительно невелики. В частности, у борида никеля Ni_3B модуль упругости составляет 172 ГПа [34], у борида хрома состава Cr_2B , напротив, модуль упругости чрезвычайно высок (410 ГПа) [34]. В результате высокотемпературной (при 1050 °С) обработки покрытия не только образуются частицы упрочняющих фаз более крупные, чем в исходном наплавленном лазером покрытии, но и существенно увеличивается объемная доля боридов (карбоборидов) хрома с повышенными модулями упругости, а количество эвтектики $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ со значительно более низким уровнем E^* , напротив, снижается (см. рис. 4, а, в). Следует отметить, что при индентировании с использованной в настоящем исследовании максимальной нагрузкой 1,98 Н (200 гс) анализировали средние микромеханические свойства покрытия с данным типом структуры, а не характеристики отдельных фаз. В работе [35] также наблюдали зависимость среднего модуля упругости композиционного материала от количества фаз с разными модулями упругости.

Как следует из рис. 5, а, значения полной механической работы при индентировании W_p , определяемой площадью под кривой нагрузки

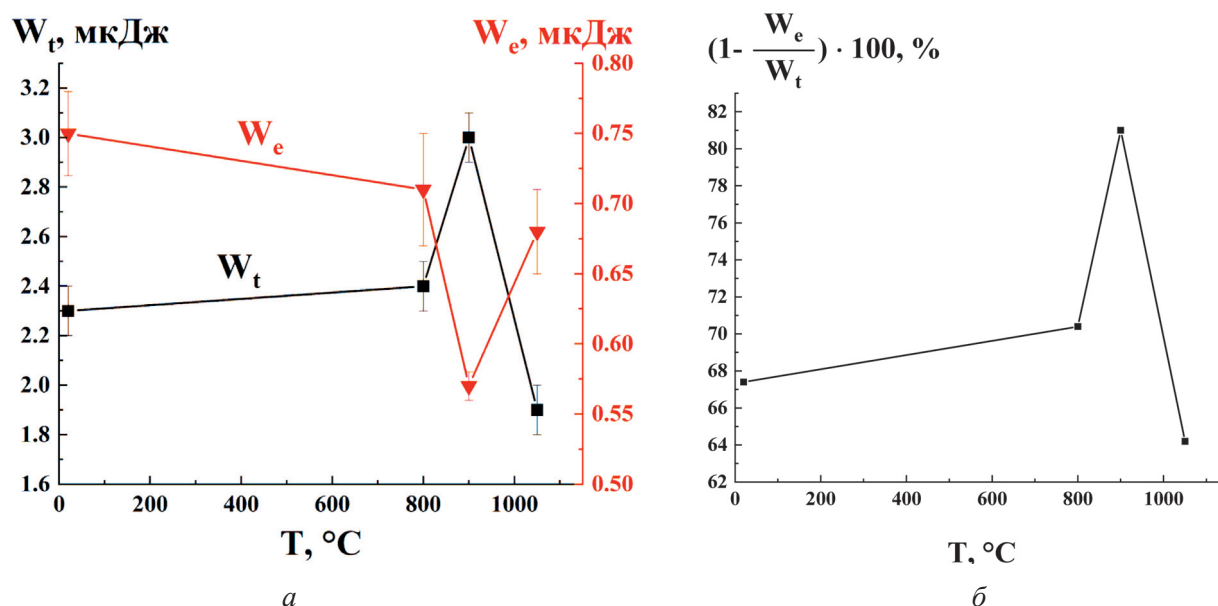


Рис. 5. Влияние температуры нагрева T на величины работы упругой деформации W_e , полной механической работы W_t (а) и пластической составляющей работы (б) при микроиндентировании покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 5. Influence of the heating temperature T on the values of the elastic work W_e , the total mechanical work W_t (a) and the plastic component of the work (б) during microindentation for the PG-10N-01 laser clad coating

(треугольник abd , рис. 1, а) и состоящей из работы пластической деформации и работы упругого восстановления (упругой деформации), имеют обратную зависимость от температуры нагрева по сравнению со значениями твердости по Мартенсу и твердости вдавливания при максимальной нагрузке (см. рис. 3), поскольку чем более упрочнен материал, тем меньше он деформируется под индентором и соответственно тем меньшая работа затрачивается на деформирование. Определяемая площадью под кривой разгрузки (треугольник cbd , рис. 1, а) работа упругой деформации при индентировании W_e , освобождаемая при снятии приложенной нагрузки, имеет минимальные значения при температуре 900 °C (0,57 мкДж). При этом нагрев до 1050 °C приводит к росту работы W_e до 0,68 мкДж, что несколько ниже уровня, характерного для исходного покрытия ($W_e = 0,75$ мкДж).

Установленные значения полной механической работы вдавливания W_t и работы упругой деформации W_e были использованы при расчете по формуле $(1 - (W_e/W_t))100 \%$ согласно ГОСТ Р 8.748–2011 [21] пластической составляющей работы при индентировании поверхности покрытия. На рис. 5, б показано влияние температуры термического воздействия на величину

установленной пластической составляющей. Видно, что из четырех рассмотренных состояний покрытия наибольшей и наименьшей пластической составляющей работы, совершенной при индентировании, характеризуются структуры покрытия после нагрева соответственно до 900 и 1050 °C.

На рис. 6 представлены зависимости от температуры термического воздействия ряда расчетных параметров (определенных по данным микроиндентирования), используемых для оценки сопротивления поверхности материалов упруго-пластическому деформированию при механическом контактом нагружении. Согласно рис. 6, а величина упругого восстановления $R = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max})100 \%$ [36–38] и отношение H_{IT}/E^* (удельная контактная твердость) [39] изменяются одинаковым образом в зависимости от температуры нагрева покрытия. Значения R и H_{IT}/E^* несколько снижаются при нагреве до 800 °C по сравнению с параметрами исходного покрытия и резко падают при температуре 900 °C. Дальнейшее повышение температуры термической обработки до 1050 °C приводит к сильному росту обоих параметров до значений, превышающих уровень характеристик исходного покрытия (в случае R) либо соответствующих этому

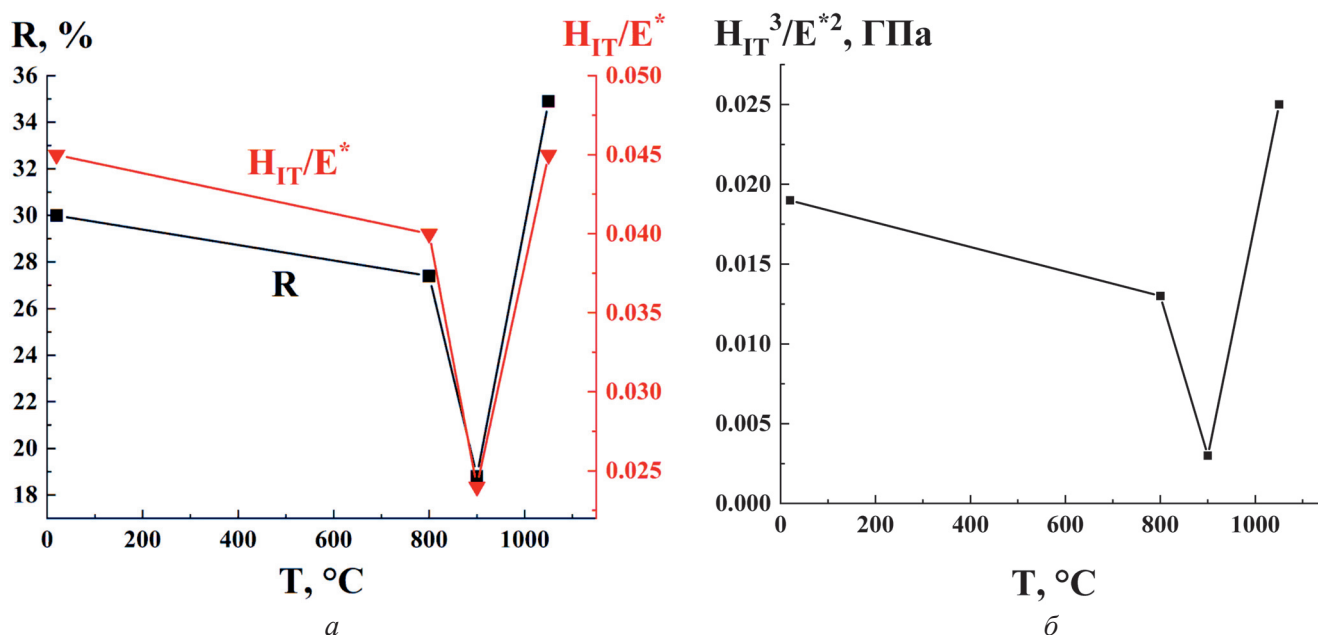


Рис. 6. Влияние температуры нагрева T на величину упругого восстановления R , отношение H_{IT}/E^* (а) и отношение H_{IT}^3/E^{*2} (б), определенные при микроиндентировании покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой

Fig. 6. Influence of the heating temperature T on the values of elastic recovery R , the ratio H_{IT}/E^* (a) and the ratio H_{IT}^3/E^{*2} (b), determined during microindentation for the PG-10N-01 laser cladded coating

уровню (в случае H_{IT}/E^*). Равенство удельной контактной твердости (твердости вдавливания, нормированной на контактный модуль упругости H_{IT}/E^*) [39] у покрытия без термической обработки и покрытия после нагрева до 1050 °C (см. рис. 6, а) обусловлено одновременным значительным ростом обеих характеристик (H_{IT} и E^*) (см. рис. 3) при формировании в покрытии «каркасоподобной» структуры проведением высокотемпературного отжига (см. рис. 4, в).

Принято считать [38, 40], что упругое восстановление R и отношение H_{IT}/E^* характеризуют долю упругой деформации в общей деформации при индентировании. Поэтому отмеченный на рис. 6, а рост рассматриваемых величин после термического воздействия при 1050 °C указывает на повышенную способность покрытия с «каркасоподобной» структурой упруго сопротивляться механическому воздействию вплоть до начала пластического деформирования. Об этом же качественно свидетельствует и установление у «каркасоподобной» структуры минимальной пластической составляющей работы по индентированию (см. рис. 5, б), что соответствует минимальной доле пластической деформации, а следовательно, и повышенной доле

упругой деформации в общей деформации при нагружении.

Представленные на рис. 6, б значения отношения считаются характеристикой сопротивления материала пластической деформации после начала течения, поскольку указанное степенное отношение пропорционально напряжению течения P_y материала [41]. Видно, что отношение H_{IT}^3/E^{*2} принимает минимальное значение после нагрева покрытия до температуры 900 °C, а наибольшее значение – после отжига при 1050 °C.

Таким образом, представленные на рис. 5 и 6 данные свидетельствуют, что по сравнению с исходным наплавленным покрытием у покрытия после термического воздействия при температуре 900 °C при микроиндентировании отмечается ускоренный переход к пластической деформации с последующим наименьшим сопротивлением развитию пластического течения. Покрытие с «каркасоподобной» структурой, сформированной термической обработкой при 1050 °C, напротив, характеризуется и максимальным деформированием в упругой области (т. е. замедленным переходом к пластической стадии деформации), и повышенной способно-

стью противостоять контактными нагрузкам после начала пластического течения.

Для сопротивления различным механизмам изнашивания при трении и абразивном воздействии наиболее благоприятным является упругое деформирование материала в зоне фрикционного контакта, а также повышенное сопротивление развитию пластического деформирования. Поэтому установленный инструментальным микроиндентированием характер упругопластического деформирования покрытия ПГ-10Н-01 в различных структурных состояниях позволяет обосновать, почему покрытие после отжига при 1050 °С, не обладающее повышенной микротвердостью (измеренной по методу восстановленного отпечатка) по сравнению с микротвердостью исходного покрытия (без отжига), заметно превосходит его в абразивной износостойкости [24]. Рассмотренные данные микроиндентирования дополняют также обоснование причин резкого роста интенсивности абразивного изнашивания (т. е. падения износостойкости) лазерного покрытия при нагреве до 900 °С [24].

Выводы

1. По данным проведенного инструментального микроиндентирования, сформированного газопорошковой лазерной наплавкой NiCrBSi покрытия ПГ-10Н-01, термическое воздействие при температуре 900 °С, сопровождающееся растворением высокопрочного борида хрома Cr₃B и частичным растворением борида никеля Ni₃B, вызывает значительное уменьшение прочностных характеристик (твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке Н_{IT}) и не влияет на уровень контактного модуля упругости E^* покрытия. Нагрев до 900 °С резко повышает пластическую составляющую работы по индентированию и снижает величины упругого восстановления R , а также отношений H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} , что указывает на ускоренный переход при контактном нагружении покрытия к пластическому деформированию с последующим низким сопротивлением развитию пластического течения.

2. Нагрев покрытия до 1050 °С (выдержка 1, охлаждение на воздухе) формирует «каркасоподобную» структуру с основой из крупных карбоборидов Cr₂(B,C) и боридов Cr₂B. Впер-

вые установлено наличие у «каркасоподобной» структуры повышенного среднего контактного модуля упругости ($E^* \sim 280$ ГПа) по сравнению со средними модулями упругости покрытия без термической обработки и после нагрева до температур 800 и 900 °С ($E^* = 196 \dots 207$ ГПа). Это обусловлено увеличением в «каркасоподобной» структуре объемной доли крупных боридов (карбоборидов) хрома с высокими модулями упругости ($E^*_{Cr_2B} \sim 410$ ГПа [34]) и уменьшением количества эвтектики γ -Ni₃B (с относительно низким уровнем E^*) по сравнению с фазовым составом исходного покрытия.

3. «Каркасоподобная» структура, формируемая в NiCrBSi покрытии высокотемпературной (при 1050 °С) термической обработкой, характеризуется более высокими, чем у исходного покрытия с относительно дисперсной структурой, уровнями характеристик твердости НМ и Н_{IT}, упругого восстановления R и отношения H_{IT}^3/E^{*2} (значения H_{IT}/E^* у двух рассматриваемых состояний покрытия одинаковы), а также минимальной пластической составляющей работы при индентировании. Это свидетельствует о повышенной способности покрытия с «каркасоподобной» структурой деформироваться в «благоприятной» упругой области, а также противостоять механическим контактными нагрузкам и после начала пластического течения.

Список литературы

1. Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И. Оптимизация процесса напыления износостойких покрытий на основе многофункциональной оксидной керамики // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 2. – С. 46–54. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-2-39-45.
2. Получение упрочняющих покрытий из аморфизуемых сплавов Fe–Cr–Si–B–C лазерно-плазменными методами / М.Н. Хомяков, П.А. Пинаев, П.А. Стаценко, И.Б. Мирошниченко, Г.Н. Грачев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – № 4. – С. 21–34. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34.
3. Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений / Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, С.А. Бородихин, И.А. Пономарев, А.Е. Маталасова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – № 4. – С. 72–82. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82.

4. Влияние температуры оплавления на структуру и свойства самофлюсующихся покрытий на основе никеля / Е.Е. Корниенко, А.А. Никулина, А.Г. Баннов, В.И. Кузьмин, М. Мильдебрах, В.А. Безрукова, А.А. Жойдик // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2016. – № 4. – С. 52–62. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-52-62.
5. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating / L. Chen, H. Wang, C. Zhao, S. Lu, Z. Wang, J. Sha, S. Chen, L. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 369. – P. 31–43. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.
6. Microstructure, wear and corrosion behaviors of plasma sprayed NiCrBSi–Zr coating / J. Xiao, Y. Wu, W. Zhang, J. Chen, X. Wei, C. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 360. – P. 172–180. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.114.
7. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel / M.J. Tobar, C. Álvares, J.M. Amado, G. Rodríguez, A. Yáñez // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200, iss. 22–23. – P. 6313–6317. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.11.093.
8. Study on the laser cladding of FeCrNi coating / W. Gao, C. Chang, G. Li, Y. Xue, J. Wang, Z. Zhang, X. Lin // *Optik*. – 2019. – Vol. 178. – P. 950–957. – DOI: 10.1016/j.ijleo.2018.10.062.
9. D'Oliveira A.S.C.M., Vilar R., Feder C.G. High temperature behavior of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings // *Applied Surface Science*. – 2002. – Vol. 201, iss. 1–4. – P. 154–160. – DOI: 10.1016/S0169-4332(02)00621-9.
10. Tamanna N., Crouch R., Naher S. Progress in numerical simulation of the laser cladding process // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2019. – Vol. 122. – P. 151–163. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2019.05.026.
11. Microstructure and wear behaviors of WC–Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration / C. Li, Q. Zhang, F. Wang, P. Deng, Q. Lu, Y. Zhang, S. Li, P. Ma, W. Li, Y. Wang // *Applied Surface Science*. – 2019. – Vol. 485. – P. 513–519. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.04.245.
12. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings / C. Navas, R. Colaço, J. de Damborenea, R. Vilar // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200, iss. 24. – P. 6854–6862. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.10.032.
13. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser / R. González, M. Cadenas, R. Fernández, J.L. Cortizo, E. Rodríguez // *Wear*. – 2007. – Vol. 262, iss. 3–4. – P. 301–307. – DOI: 10.1016/j.wear.2006.05.009.
14. High temperature wear resistance of laser clad-ding NiCrBSi and NiCrBSi/WC–Ni composite coatings / Ch. Guo, J. Zhou, J. Chen, J. Zhao, Y. Yu, H. Zhou // *Wear*. – 2011. – Vol. 270, iss. 7–8. – P. 492–498. – DOI: 10.1016/j.wear.2011.01.003.
15. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings / T. Gómez-del Río, M.A. Garrido, J.E. Fernández, M. Cadenas, J. Rodríguez // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 204, iss. 1–3. – P. 304–312. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.042.
16. Serres N., Portha N., Machi F. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 205, iss. 23–24. – P. 5330–5337. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.05.042.
17. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding / H.-F. Xuan, Q.-Y. Wang, S.-L. Bai, Z.-D. Liu, H.-G. Sun, P.-Ch. Yan // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 244. – P. 203–209. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.021.
18. Оценка влияния наполнителей на механические свойства эпоксидного клеевого покрытия, определенные методом инструментального микроиндентирования / С.В. Смирнов, И.А. Веретенникова, Е.О. Смирнова, А.В. Пестов // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2017. – № 6. – С. 103–111. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.103-111.
19. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2015. – № 4. – С. 60–67. – DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-60-67.
20. ISO 14577–1:2015. Metallic materials instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method. – Publication date: 2015-07. – [S. 1.], 2015. – 46 p.
21. ГОСТ Р 8.748–2011. Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Ч. 1. Метод испытаний. – М.: Стандартинформ, 2013. – 28 с.
22. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *Journal of Materials Research*. – 1992. – Vol. 7, iss. 6. – P. 1564–1583. – DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
23. Golovin Yu.I. Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: a review // *Physics of the Solid State*. – 2008. – Vol. 50, N 12. – P. 2205–2236. – DOI: 10.1134/S1063783408120019.

24. Formation of wear-resistant chromium-nickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment / A.V. Makarov, N.N. Soboleva, I.Yu. Malygina, A.L. Osintseva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2015. – Vol. 57, iss. 3–4. – P. 161–168. – DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8.

25. Патент 2492980 Российская Федерация. Способ получения теплостойкого покрытия / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева. – № 2012114841/02; заявл. 13.04.2012; опубл. 20.09.2013, Бюл. № 26. – 6 с.

26. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications / A.V. Makarov, Yu.S. Korobov, N.N. Soboleva, Yu.V. Khudorozhkova, A.A. Vopneruk, P. Balu, L. Kotte, I.Yu. Malygina, S.V. Burov, A.K. Stepchenkov // *Letters on Materials*. – 2019. – Vol. 9, N 4. – P. 470–474. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.

27. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating by high-temperature processing / A.V. Makarov, N.N. Soboleva, I.Yu. Malygina, E.V. Kharanzhevskiy // *Journal of Crystal Growth*. – 2019. – Vol. 525. – P. 125200-1–125200-5. – DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.125200.

28. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.

29. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1998. – 398 с. – ISBN 5-87623-017-0.

30. Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test / J.A. Benito, J. Jorba, J.M. Manero, A. Roca // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 36, iss. 12. – P. 3317–3324. – DOI: 10.1007/s11661-005-0006-6.

31. Юркова А.И., Мильман Ю.В., Бякова А.В. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. II. Механические свойства нано- и субмикроструктурного железа // *Деформация и разрушение материалов*. – 2009. – № 2. – С. 2–8.

32. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading / A.V. Makarov, R.A. Savrai, V.M. Schastlivtsev, T.I. Tabatchikova, I.L. Yakovleva, L.Yu. Egorova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2011. – Vol. 111, iss. 1. – P. 95–109. – DOI: 10.1134/S0031918X11010091.

33. Повышение прочности коррозионно-стойкой аустенитной стали AISI 321 фрикционной обработкой / Р.А. Саврай, А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.А. Роговая, А.Л. Осинцева // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2017. – № 5. – С. 43–62. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.

34. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

35. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, T.M. Bykova // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117. – P. 1144–1151. – DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

36. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: A critique // *Surface and Coatings Technology*. – 1993. – Vol. 61, iss. 1–3. – P. 201–208. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

37. Износостойкость и механические свойства сплавов медицинского назначения / М.И. Петржик, М.Р. Филонов, К.А. Печеркин, Е.А. Левашов, В.Н. Олесова, А.И. Поздеев // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2005. – № 6. – С. 62–69.

38. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. – 2007. – Vol. 52, N 6. – P. 966–974. – DOI: 10.1134/S1063774507060065.

39. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Новые методологические возможности определения механических свойств современных материалов методом автоматического индентирования // *Наука та інновації*. – 2010. – Т. 6, № 5. – С. 7–18.

40. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73, N 5. – P. 614–618. – DOI: 10.1063/1.121873.

41. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – Vol. 174–175. – P. 725–731. – DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Influence of Thermal Effects on the Micromechanical Properties of the Nickel-Chromium Coating obtained by Gas Powder Laser Cladding

Natalia Soboleva^{1, a, *}, Aleksey Makarov^{1, 2, 3, b}, Alexander Stepchenkov^{1, 2, c},
Irina Malygina^{1, d}, Yuri Korobov^{2, 3, e}

¹ Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

² M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 Sofia Kovalevskaya st., Yekaterinburg, 620219, Russian Federation

³ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira st., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>, natashasoboleva@list.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-9431-0170>, alexander.stepchenkov@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-9463-1473>, malygina@imach.uran.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>, yukorobov@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 March 2020

Revised: 20 April 2020

Accepted: 11 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Laser cladding

Nickel-chromium coating

Thermal action

Instrumental microindentation

Scanning electron microscopy

Funding

The work was supported by RSF, grant No. 19-79-00031. The research was done on the equipment of the Plastometriya collective use center, IES UB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Nickel-chromium coatings can be used in parts that are operated at high temperatures (hot deformation dies, rolls of rolling mills, live rolls, parts of turbines, heat exchangers, etc.). A promising method of coating deposition is gas powder laser cladding, which forms coatings with increased hardness and uniformity. A modern method for evaluating the mechanical properties of nickel-chromium coatings is instrumental microindentation, which records diagrams during loading and unloading of the indenter. **The aim** of the work is to study the effect of thermal action in the temperature range of 800...1050 °C on the micromechanical properties of the NiCrBSi coating PG-10N-01 obtained by gas powder laser cladding. **Methods of research** are instrumental microindentation and scanning electron microscopy using energy-dispersive microanalysis. **Results and discussion.** Thermal action at a temperature of 800 °C only slightly reduces the strength characteristics of the coating, while the dissolution of the strengthening phases in the structure of the coating when heated to 900 °C leads to a significant decrease in the hardness characteristics and parameters that characterize the resistance to elastic-plastic deformation. The formation of a “frame-like” structure with a base of large carboborides Cr₂(B,C) and borides Cr₂B with increased elastic moduli upon heating to 1050 °C (holding for 1 h, cooling in air) leads to a strong increase in the average contact elastic modulus to ~280 GPa (with an average level of elastic modulus of ~200 GPa in the coating after cladding and after additional heating to 800 and 900 °C). Also, the strength characteristics of microindentation (Martens hardness and indentation hardness at maximum load) and calculated parameters that indicate the improved ability of the coating with a “frame-like” structure to deform in a “favorable” elastic region, as well as to resist mechanical contact loads even after the beginning of the plastic flow, grow to maximum values.

For citation: Soboleva N.N., Makarov A.V., Stepchenkov A.K., Malygina I.Yu., Korobov Yu.S. Influence of thermal effects on the micromechanical properties of the nickel-chromium coating obtained by gas powder laser cladding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 104–117. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117. (In Russian).

References

1. Okovity V.A., Panteleenko A.F. Optimizatsiya protsessa napyleniya iznosostoikikh pokrytii na osnove mnogofunktsional'noi oksidnoi keramiki [Optimization of the deposition process of wear-resistant coatings based on multifunctional oxide ceramics]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2015, no. 2, pp. 46–54. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-2-46-54. (In Russian).

* Corresponding author

Soboleva Natalia N., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Institute of Engineering Science Ural Branch, Russian Academy
 of Sciences, 34 Komsomolskaya str.,
 620049, Yekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: natashasoboleva@list.ru



2. Khomyakov M.N., Pinaev P.A., Statsenko P.A., Miroshnichenko I.B., Grachev G.N. Poluchenie uprochnyayushchikh pokrytii iz amorfiziruemykh splavov Fe–Cr–Si–B–C lazerno-plazmennymi metodami [Formation of hardening coatings based on Fe–Cr–Si–B–C alloys with high glass-forming ability by laser-plasma methods]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 21–34. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34. (In Russian).

3. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ponomarev I.A., Matalasova A.E. Vybor parametrov termicheskoi obrabotki naplavlennykh vysokokhromistyykh pokrytii, legirovannykh kompleksom boridnykh soedinenii [Rationalization of heat treatment parameters of the surfaced high-chromium coatings alloyed with a complex of boride compounds]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 72–82. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82. (In Russian).

4. Kornienko E.E., Nikulina A.A., Bannov A.G., Kuz'min V.I., Mildebrath M., Bezrukova V.A., Zhoidik A.A. Vliyanie temperatury oplavleniya na strukturu i svoistva samoflyusuyushchikhsya pokrytii na osnove nikelya [The influence of flowing temperature on the structure and properties of the self-fluxing coatings]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 4, pp. 52–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-52-62. (In Russian).

5. Chen L., Wang H., Zhao C., Lu S., Wang Z., Sha J., Chen S., Zhang L. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 369, pp. 31–43. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.

6. Xiao J., Wu Y., Zhang W., Chen J., Wei X., Zhang C. Microstructure, wear and corrosion behaviors of plasma sprayed NiCrBSi–Zr coating. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 360, pp. 172–180. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.114.

7. Tobar M.J., Álvares C., Amado J.M., Rodríguez G., Yáñez A. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, iss. 22–23, pp. 6313–6317. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.11.093.

8. Gao W., Chang C., Li G., Xue Y., Wang J., Zhang Z., Lin X. Study on the laser cladding of FeCrNi coating. *Optik*, 2019, vol. 178, pp. 950–957. DOI: 10.1016/j.ijleo.2018.10.062.

9. D'Oliveira A.S.C.M., Vilar R., Feder C.G. High temperature behavior of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings. *Applied Surface Science*, 2002, vol. 201, iss. 1–4, pp. 154–160. DOI: 10.1016/S0169-4332(02)00621-9.

10. Tamanna N., Crouch R., Naher S. Progress in numerical simulation of the laser cladding process. *Optics and Lasers in Engineering*, 2019, vol. 122, pp. 151–163. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2019.05.026.

11. Li C., Zhang Q., Wang F., Deng P., Lu Q., Zhang Y., Li S., Ma P., Li W., Wang Y. Microstructure and wear behaviors of WC–Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration. *Applied Surface Science*, 2019, vol. 485, pp. 513–519. DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.04.245.

12. Navas C., Colaço R., Damborenea J. de, Vilar R. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, iss. 24, pp. 6854–6862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.10.032.

13. González R., Cadenas M., Fernández R., Cortizo J.L., Rodríguez E. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser. *Wear*, 2007, vol. 262, iss. 3–4, pp. 301–307. DOI: 10.1016/j.wear.2006.05.009.

14. Guo Ch., Zhou J., Chen J., Zhao J., Yu Y., Zhou H. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC–Ni composite coatings. *Wear*, 2011, vol. 270, iss. 7–8, pp. 492–498. DOI: 10.1016/j.wear.2011.01.003.

15. Gómez-del Río T., Garrido M.A., Fernández J.E., Cadenas M., Rodríguez J. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 204, iss. 1–3, pp. 304–312. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.042.

16. Serres N., Portha N., Machi F. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 205, iss. 23–24, pp. 5330–5337. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.05.042.

17. Xuan H.-F., Wang Q.-Y., Bai S.-L., Liu Z.-D., Sun H.-G., Yan P.-Ch. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 244, pp. 203–209. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.021.

18. Smirnov S.V., Veretennikova I.A., Smirnova E.O., Pestov A.V. Otsenka vliyaniya napolnitelei na mekhanicheskie svoistva epoksidnogo kleeвого pokrytiya, opredelennye metodom instrumental'nogo mikroindentirovaniya [Estimating the effect of fillers on the mechanical properties of epoxy glue coatings by

microindentation]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 6, pp. 103–111. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.103-111. (In Russian).

19. Makarov A.V., Soboleva N.N., Savrai R.A., Malygina I.Yu. Povyshenie mikromekhanicheskikh svoystv i iznosostoikosti khromonikelevogo lazernogo pokrytiya finishnoi friktsionnoi obrabotkoi [The improvement of micro-mechanical properties and wear resistance of chrome-nickel laser coating using the finishing friction treatment]. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta = Vector of sciences. Togliatti State University*, 2015, no. 4, pp. 60–67. DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-60-67.

20. ISO 14577-1:2015. Metallic materials instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Test method: pt. 1. Publication date: 2015-07. 46 p.

21. State Standard R 8.748-2011. Metals and alloys. Measurement of hardness and other characteristics of materials during instrumental indentation. Pt. 1. Test method. Moscow, Standartinform Publ., 2013. 28 p. (In Russian).

22. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, iss. 6, pp. 1564–1583. DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.

23. Golovin Yu.I. Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: a review. *Physics of the Solid State*, 2008, vol. 50, no. 12, pp. 2205–2236. DOI: 10.1134/S1063783408120019.

24. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Formation of wear-resistant chromium-nickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, iss. 3–4, pp. 161–168. DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8.

25. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. *Sposob polucheniya teplostoikogo pokrytiya* [Method of producing heat-resistant coating]. Patent RF, no. 2492980, 2013.

26. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N., Khudorozhkova Yu.V., Vopneruk A.A., Balu P., Kotte L., Malygina I.Yu., Burov S.V., Stepchenkov A.K. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 4, pp. 470–474. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.

27. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Kharanzhevskiy E.V. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating by high-temperature processing. *Journal of Crystal Growth*, 2019, vol. 525, pp. 125200-1–125200-5. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.125200.

28. Samsonov G.V., Serebryakova T.I., Neronov V.A. *Boridy* [Borides]. Moscow, Atomizdat Publ., 1975. 376 p.

29. Zolotarevsky V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. 3rd ed., rev. Moscow, MISIS Publ., 1998. 398 p. ISBN 5-87623-017-0.

30. Benito J.A., Jorba J., Manero J.M., Roca A. Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36, iss. 12, pp. 3317–3324. DOI: 10.1007/s11661-005-0006-6.

31. Yurkova A.I., Mil'man Yu.V., Byakova A.V. Struktura i mekhanicheskie svoystva zheleza posle poverkhnostnoi intensivnoi plasticheskoi deformatsii treniem. II. Mekhanicheskie svoystva nano- i submikrokristallicheskogo zheleza [Structure and mechanical properties of iron resulted from surface severe plastic deformation by friction: II. Mechanical properties of nano- and submicrocrystalline iron]. *Deformatsiya i razrushenie materialov = Deformation and Fracture of Materials*, 2009, no. 2, pp. 2–8.

32. Makarov A.V., Savrai R.A., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Egorova L.Yu. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading. *Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 111, iss. 1, pp. 95–109. DOI: 10.1134/S0031918X11010091.

33. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Povyshenie prochnosti korrozionnostoikoi austenitnoi stali AISI 321 friktsionnoi obrabotkoi [Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 5, pp. 43–62. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062. (In Russian).

34. Kosolapova T.Ya, ed. *Svoystva, poluchenie i primeneniye tugoplavkikh soedinenii* [Properties, preparation and application of refractory compounds]. Moscow, Metallurgy Publ., 1986. 928 p.

35. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, pp. 1144–1151. DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

36. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: A critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, iss. 1–3, pp. 201–208. DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.



37. Petrzhik M.I., Filonov M.R., Pecherkin K.A., Levashov E.A., Olesova V.N., Pozdeev A.I. Iznosostoikost' i mekhanicheskie svoistva splavov meditsinskogo naznacheniya [Wear resistance and mechanical properties of medical alloys]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2005, no. 6, pp. 62–69.

38. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, no. 6, pp. 966–974. DOI: 10.1134/S1063774507060065.

39. Firstov S.A., Gorban V.F., Pechkovsky E.P. Novye metodologicheskie vozmozhnosti opredeleniya mekhanicheskikh svoistv sovremennykh materialov metodom avtomaticheskogo indentirovaniya [New methodological opportunities of modern materials mechanical properties definition by the automatic indentation method]. *Nauka ta innovacii' = Science and Innovation*, 2010, vol. 6, no. 5, pp. 7–18. DOI: 10.15407/scin6.05.07. (In Russian).

40. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, no. 5, pp. 614–618. DOI: 10.1063/1.121873.

41. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174–175, pp. 725–731. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование структуры и механических свойств алюминиевой бронзы, напечатанной методом электронно-лучевого аддитивного производства

Екатерина Хорошко^{1, а}, Андрей Филиппов^{1, б, *}, Сергей Тарасов^{1, в}, Николай Шамарин^{1, д},
Евгений Колубаев^{1, е}, Евгений Москвичев^{1, ф}, Дмитрий Лычагин^{2, г}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-9078-5662>, eskhoshko@gmail.com, ^б <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru, ^ф <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>, em_tsu@mail.ru,

^г <https://orcid.org/0000-0002-0544-9371>, dvl-tomsk@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.51

История статьи:

Поступила: 23 марта 2020

Рецензирование: 21 апреля 2020

Принята к печати: 11 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Алюминиевая бронза

Структура

Механические свойства

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90130. Металлографические исследования выполнены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.2. Исследования поверхностей разрушения проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Аналитический центр геохимии природных систем» Национального исследовательского Томского государственного университета.

АННОТАЦИЯ

Введение. Развитие технологий аддитивного производства расширяет возможности изготовления (печати) изделий из разнообразных материалов. Процесс печати осуществляется путем локального высокотемпературного нагрева филамента и подложки, за счет чего формируется ванна расплава. В таких условиях формирование структуры материала происходит в условиях быстрой кристаллизации и повторного циклического нагрева. Важной проблемой печати объемных изделий из большинства конструкционных сплавов является формирование дендритной структуры. Форма и размеры дендритов, а также связанное с ними образование вторичных фаз могут оказывать влияние на прочность и эксплуатационные свойства изделий. **Цель работы:** исследование структуры и механических свойств алюминиевой бронзы, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства. **В работе исследованы** особенности формирования структуры алюминиевой бронзы в зависимости от участка образца. Проведены механические испытания при статическом растяжении и сжатии образцов, вырезанных в продольном и поперечном сечении относительно направления печати. **Методами исследования** являются механические испытания на сжатие и растяжение, оптическая металлография, растровая электронная микроскопия. **Результаты и обсуждение.** На основе анализа металлографических изображений были выделены четыре характерных типа микроструктур, формирующихся на разной высоте от подложки в напечатанном материале. Первый тип – небольшие дендритные зерна с интерметаллидными частицами; второй – небольшие дендритные зерна; третий – крупные столбчатые дендритные зерна; четвертый – широкие дендритные зерна с мелкими включениями вторичной фазы. Формирование этих типов микроструктур обусловлено, во-первых, использованием стальной подложки, во-вторых, изменением условий теплоотвода по мере увеличения высоты образца в процессе печати. На основе проведенных испытаний выявлена значительная анизотропия механических свойств, которая обусловлена направленным характером роста столбчатых дендритных зерен, а также изменением размеров зерна по высоте напечатанного материала. Полученные результаты расширяют фундаментальные представления о процессах структурообразования сплавов в условиях электронно-лучевого аддитивного производства и могут быть использованы при разработке технологий печати изделий из медных сплавов.

Для цитирования: Исследование структуры и механических свойств алюминиевой бронзы, напечатанной методом электронно-лучевого аддитивного производства / Е.С. Хорошко, А.В. Филиппов, С.Ю. Тарасов, Н.Н. Шамарин, Е.А. Колубаев, Е.Н. Москвичев, Д.В. Лычагин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 118–129. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-118-129.

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, с.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/4,
634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (999) 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

Введение

Алюминиевая бронза является распространенным конструкционным сплавом, который чаще всего используют в качестве коррозионно-стойкого и/или износостойкого материала для изготовления изделий, работающих в морской воде, водоснабжении и нефтехимии. Для получения сплавов системы Cu-Al традиционно применяются технологии порошковой металлургии [1] и дуговой плавки [2]. Эти технологии имеют существенные ограничения по геометрической форме получаемых изделий. Для обеспечения ресурсоэффективности при изготовлении деталей требуется разработка новых методов производства. К таким относятся современные аддитивные технологии, совмещающие в себе принципы локальной нестационарной металлургии и высокопроизводительное оборудование с числовым программным обеспечением.

Известно, что для получения медных сплавов могут применяться технологии, использующие энергию дугового, лазерного и электронно-лучевого источников [3]. Однако все они накладывают на производственный процесс свои ограничения.

Технологии селективного лазерного плавления или спекания чаще используют для формирования покрытий из никель-алюминиевых бронз, чем для получения объемных трехмерных изделий [4–9]. Одной из наиболее существенных проблем при использовании этих технологий является межслойное окисление материала в процессе печати из-за высокой реакционной способности порошков, в связи с чем снижается качество напечатанного изделия.

Для получения объемных изделий из алюминиевой бронзы, содержащей железо, никель и марганец в качестве дополнительных легирующих элементов чаще всего применяют проволоочную электродугую технологию аддитивного производства [10–15]. К проблемам данной технологии можно отнести структурную неоднородность и межслойное окисление, что значительно влияет на механические свойства и эксплуатационные характеристики напечатанных изделий.

В настоящее время известна только одна работа по формированию алюминиевой бронзы методом электронно-лучевого аддитивного про-

изводства [16]. В этой работе авторы использовали микропорошки меди и алюминия в соотношении 3,65 : 1 соответственно. В результате были получены различные структурные состояния в напечатанном материале: крупные кристаллы α -твердого раствора меди (Cu с 19 ат.% Al), метастабильная β -фаза (Cu с 25 ат.% Al), области эвтектоидов, состоящие из γ_1 -фазы (Cu с 30 ат.% Al) и ламелей (Cu с 19 ат.% Al). Полученный сплав имеет хорошую прочность ($\sigma_B = 486,5$ МПа), но очень низкую пластичность (относительное удлинение 3,2 %). Кроме того, авторы отмечают небольшую анизотропию в прочности и пластичности, выявленную при испытании материала в продольном и поперечном направлении относительно направления печати.

Важной проблемой получения объемных изделий из большинства конструкционных сплавов является формирование дендритной структуры. Форма и размеры дендритов, а также связанное с ними образование вторичных фаз могут оказывать влияние на прочность и эксплуатационные свойства изделий, что ранее было установлено в ряде работ на примере аустенитной коррозионно-стойкой стали [17–19]. Следовательно, для разработки современной технологии аддитивного производства требуется всестороннее изучение особенностей формирования структурно-фазового состава в напечатанном изделии и установление взаимосвязи структура–свойства.

Целью данной работы является исследование структуры и механических свойств алюминиевой бронзы, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Методика исследований

Печать осуществлялась на лабораторной установке (рис. 1, а, б), разработанной и изготовленной в ИФПМ СО РАН [6]. Для получения образцов использовалась проволока алюминиевой бронзы, содержащая 7,5 вес.% алюминия. В качестве подложек использовалась сталь 12Х18Н10Т. Для проведения структурных исследований были напечатаны плоские стенки (рис. 1, в, г) длиной ~90 мм, высотой ~38 мм и толщиной ~5 мм. Режимы печати представлены в таблице. Схема вырезки образцов для проведения экспериментальных исследований показана на рис. 2.

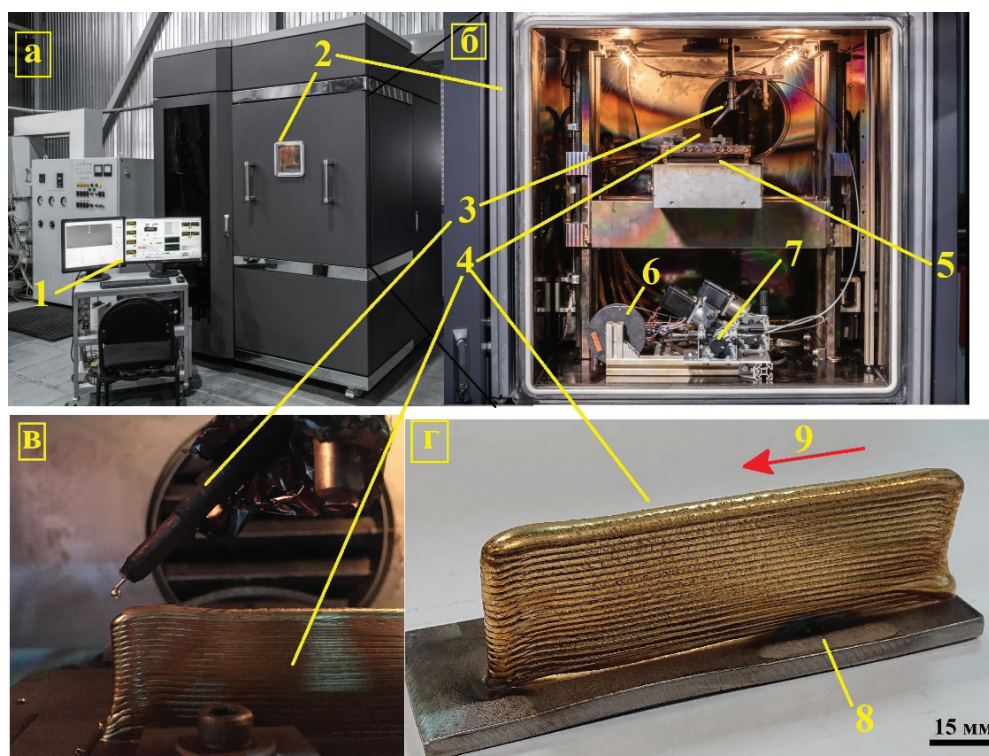


Рис. 1. Фотографии лабораторной установки (а, б) и напечатанного образца (в, г):
1 – пульт управления; 2 – вакуумная камера; 3 – направляющая податчика проволоки;
4 – напечатанный образец; 5 – водоохлаждаемый стол; 6 – катушка с проволокой;
7 – податчик проволоки; 8 – стальная подложка; 9 – направление печати

Fig. 1. Photos of the laboratory setup (a, б) and the printed sample (в, г):

1 – control panel; 2 – vacuum chamber; 3 – guide of the wire feeder; 4 – printed sample;
5 – water-cooled table; 6 – coil with wire; 7 – wire feeder; 8 – steel substrate; 9 – printing direction

Режимы аддитивного производства

Additive Production Modes

Ускоряющее напряжение [кВ]	Ток пучка [мА]	Скорость подачи проволоки [мм/мин]	Скорость перемещения столика [мм/мин]	Диаметр пучка [мм]	Частота развертки пучка [Гц]
30	30	1500	360	4,5	1000

Металлографические исследования выполнены с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа LEXT 4100 (Olympus, Япония). Тесты на сжатие и растяжение осуществлялись на испытательной машине Testsystems 110M-10 (Testsystems, Россия) при комнатной температуре. Микротвердость определена с помощью микротвердомера «Duramin-5» (Stuers A/S, Дания). Анализ поверхностей разрушения выполнен на растровом электронном микроскопе Microtrac SemTrac mini (Microtrac Inc., США) и Tescan MIRA 3 LMU (Tescan, Брно, Чехия).

Результаты и их обсуждение

Микроструктура напечатанных образцов алюминиевой бронзы представлена столбчатыми дендритными зёрнами (рис. 3, а, б). При этом наблюдается разнотернистость на разных участках образца и формирование интерметаллидов вблизи стальной подложки (рис. 3, в–ж). На основе анализа металлографических изображений можно выделить четыре характерных типа микроструктур, формирующихся на разной высоте от подложки в напечатанном материале.

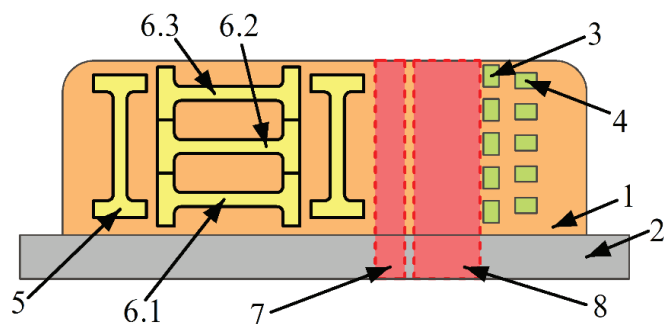


Рис. 2. Схема вырезки образцов для проведения экспериментальных исследований:

1 – напечатанный образец; 2 – стальная подложка; образцы для испытаний на сжатие в сечении поперечном 3 и продольном 4 относительно направления печати; образцы для испытаний на растяжение в сечении поперечном 5 и продольном 6.1, 6.2, 6.3 относительно направления печати

Fig. 2. Scheme for cutting samples for experimental studies:

1 – printed sample; 2 – steel substrate; samples for compression tests in the cross section of the transverse 3 and longitudinal 4 relative to the print direction; samples for tensile tests in the cross section transverse 5 and longitudinal 6.1, 6.2, 6.3 relative to the direction of printing

Первый тип представляет собой слой толщиной 250...350 мкм, располагающийся в нижней части образца вблизи подложки, где формируются дендритные зерна и интерметаллидные частицы (рис. 3, д, ж). В этом слое дендритные зерна формируются разнонаправленно и имеют толщину порядка 20...50 мкм, а их длина может достигать 350 мкм. Второй тип микроstructures представлен слоем толщиной до 2 мм, состоящем только из дендритных зерен сравнительно небольшого размера (толщиной 50...100 мкм и высотой до 1 мм). Эти дендриты имеют искривленную форму. Микроstructures третьего типа расположены в средней части образца и занимают большую часть напечатанного материала. Здесь располагаются столбчатые дендритные зерна (рис. 3, з), чья толщина неравномерна и увеличивается (достигая ~2 мм) по высоте образца. Длина отдельных зерен может достигать 30 мм. Такие зерна имеют прямолинейную форму и расположены под углом ~30° к вертикали, что указывает на направленный характер кристаллизации. Четвертый тип микроstructures находится в верхней части образца, т.е. в нескольких последних на-

печатанных слоях, чья общая толщина достигает ~5 мм (рис. 3, в). Этот тип представлен широкими дендритными зернами с мелкими включениями, которые являются вторичной фазой (рис. 3, е). Размеры этих включений составляют ~3 мкм в ширину и ~15 мкм в длину.

Формирование различных типов микроstructures обусловлено рядом явлений и технологических особенностей процесса электронно-лучевого аддитивного производства. Во-первых, из-за использования стальной подложки происходит разбавление и частичное растворение легирующих элементов, входящих в её состав в первом слое напечатанной бронзы. Растворение в первую очередь касается железа и никеля, которые образуют соединения типа Fe_x-Al_y , Ni_x-Al_y , Cu_x-Ni_y при сплавлении с алюминиевой бронзой. Во-вторых, по мере увеличения высоты образца в процессе печати происходит изменение условий теплоотвода. В вышележащих слоях прогрев материала значительно выше из-за аккумуляции тепла в объеме стенки, следовательно, переплавляется больший объем нижележащего слоя. Это способствует увеличению размеров столбчатых дендритных зерен. В то же время последний слой кристаллизуется с очень высокой скоростью, так как он не подвержен переплаву. Из-за этого становится возможным появление мелких частиц вторичной фазы.

На основе анализа экспериментальных данных, полученных в ходе испытаний на статическое растяжение и сжатие, установлено, что существует значительная анизотропия механических свойств в объеме напечатанного материала. Образцы, вырезанные в сечении, поперечном относительно направления печати (рис. 4, кривая для образца 5), демонстрируют очень высокую пластичность (относительное удлинение достигает 133%), но низкие значения условного предела текучести ($\sigma_{0.2} \sim 79$ МПа) и предела прочности ($\sigma_B \sim 251$ МПа). Образцы, вырезанные в сечении продольном относительно направления печати (рис. 4, кривые для образцов 6.1–6.3), имеют более высокую прочность и меньшую пластичность. Для образца 6.3 значение условного предела текучести составляет 87 МПа, предела прочности 245 МПа, относительное удлинение 75 %. Для образца 6.2 значение условного предела текучести составляет 82 МПа, предела прочности 269 МПа, относительное удлинение 86 %.

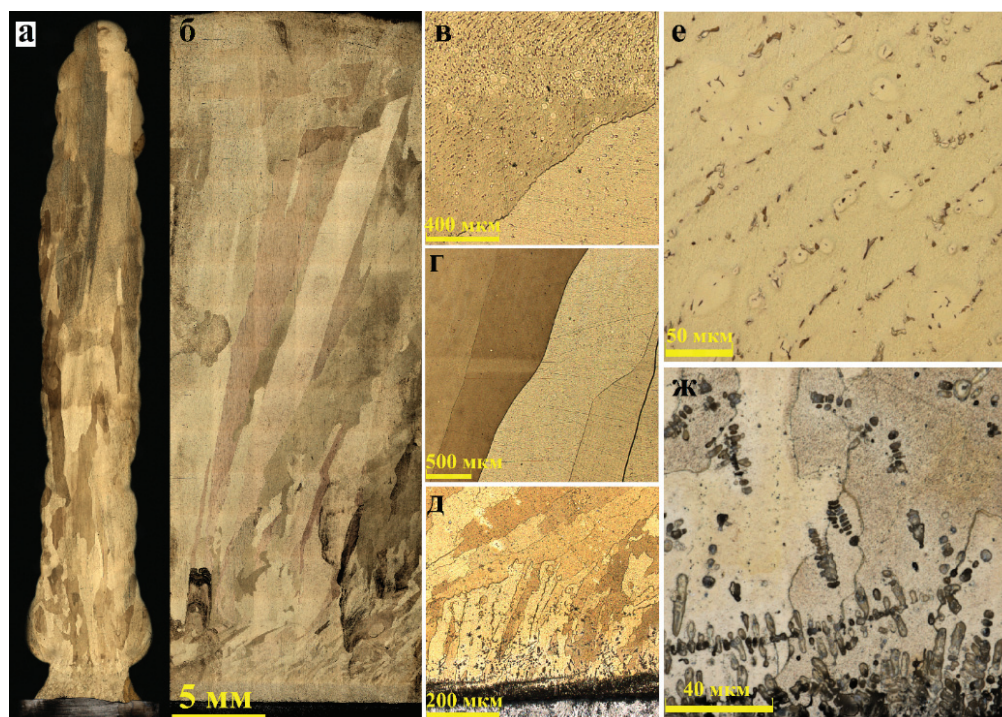


Рис. 3. Металлографические изображения структуры материала в поперечном (а) и продольном (б) сечении напечатанного образца алюминиевой бронзы; увеличенные изображения верхнего (в, е), среднего (г) и нижнего (д, ж) участков образца

Fig. 3. Metallographic images of the structure of the material in the transverse (a) and longitudinal (b) section of a printed sample of aluminum bronze; enlarged images of the upper (в, е), middle (г) and lower (д, ж) sections of the sample

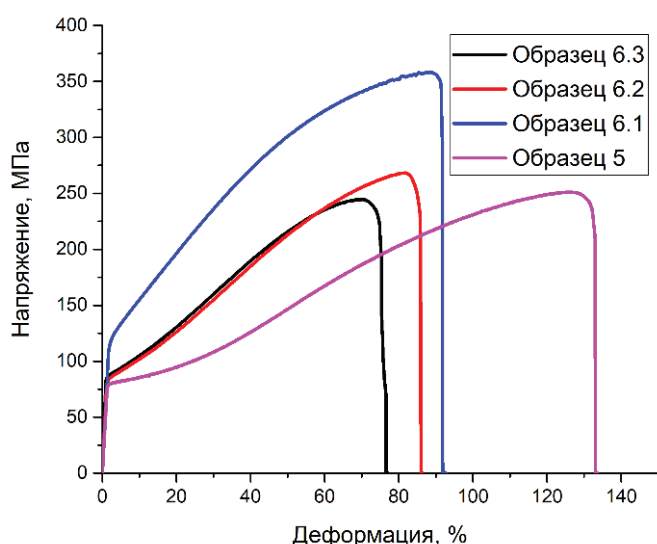


Рис. 4. Кривые напряжение–деформация, полученные в условиях статического растяжения образцов напечатанной алюминиевой бронзы

Fig. 4. The stress–strain curves obtained under conditions of static tension of printed aluminum bronze

Для образца 6.1 значение условного предела текучести равно 112 МПа, предела прочности 359 МПа, относительное удлинение 92 %.

Из полученных данных следует, что более высокая прочность наблюдается у образцов, вырезанных в нижней части напечатанного материала. Как было уже показано (рис. 3), в этой части размер дендритных зерен минимальный и рост зерен происходит поперек области вырезки рабочей части образца, вырезанного для растяжения. Следуя известному закону Холла-Петча, прочность материала в этой области должна быть более высокой за счет меньшего размера зерна. Это обусловлено торможением дислокаций на границах зерен, которые расположены ортогонально действующей нагрузке при растяжении. Высокая пластичность обусловлена внутризеренным дислокационным скольжением, которое эффективно реализуется в крупных столбчатых дендритных зернах при растяжении

образцов, вырезанных вдоль направления их роста (рис. 4, кривая для образца 5). Отсутствие большого числа границ зерен способствует активному дислокационному скольжению [20] без торможения дислокаций с образованием их скоплений и, следовательно, без формирования областей локализации деформации.

Кроме того, на свойства образцов при испытаниях на растяжение оказывает влияние размерный фактор. Это выражается в том, что механические свойства при малых геометрических размерах образца и больших размерах зерна будут в большей степени зависеть от кристаллографической ориентации зерен относительно приложенной нагрузки. Это справедливо для случаев, когда соотношение толщины образца к размерам зерна (среднему размеру зерен, располагающихся в пределах рабочей части лопатки) составляет менее 20. В рассматриваемых образцах это соотношение находится в диапазоне от 1 до 7 для рассматриваемых образцов 5, 6.1–6.3 (рис. 5). Это также вносит свой вклад в анизотропию механических свойств материала, напечатанного в виде тонкой стенки.

У образцов, вырезанных в разных направлениях для испытаний на сжатие, также наблюдается анизотропия механических свойств (рис. 4). Более высокие значения условного предела текучести получены для образцов, вырезанных в

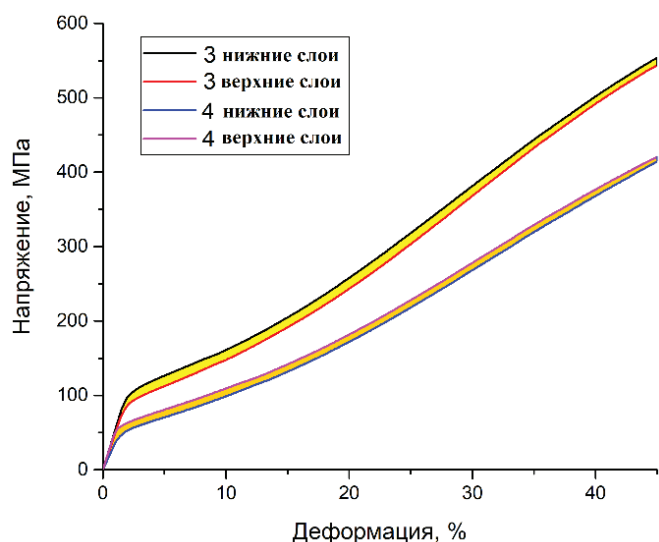


Рис. 5. Кривые напряжение–деформация, полученные в условиях статического сжатия напечатанной алюминиевой бронзы

Fig. 5. The stress–strain curves obtained under conditions of static compression of printed aluminum bronze

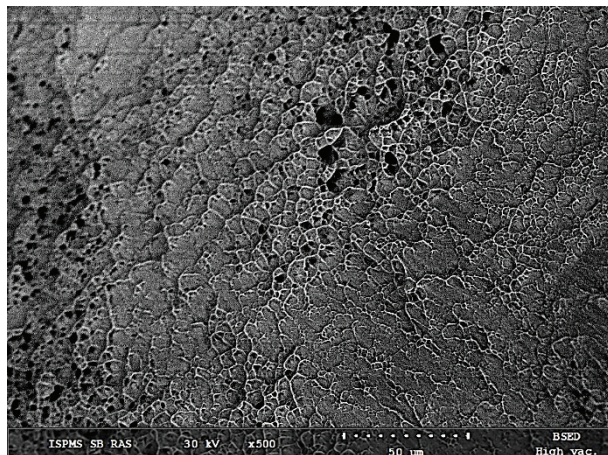
продольном направлении печати ($\sigma_{0.2}$ находится в диапазоне 77...90 МПа), чем у образцов, вырезанных в поперечном направлении ($\sigma_{0.2}$ находится в диапазоне 45...52 МПа). Представленные на графике кривые напряжение–деформация также указывают на факт снижения прочности у образцов, вырезанных из верхних слоев.

У образцов, вырезанных в сечении, поперечном относительно направления печати (рис. 6, а), на поверхности разрушения наблюдается множество мелких ямок, чей размер составляет от 3 до 5 мкм. Это указывает на вязкий характер разрушения, что согласуется с результатами механических испытаний. У образцов, вырезанных в сечении, продольном относительно направления печати (рис. 6, б–г), помимо ямок наблюдаются уступы, которые указывают на «шиферный» тип излома [21]. Как видно из представленных изображений, на поверхности разрушения образцов, вырезанных из нижних слоев (образец 6.1, рис. 6, г), сформировался крупный уступ, а на образцах из средних (образец 6.2, рис. 6, в) и верхних (образец 6.3, рис. 6, б) эти уступы значительно меньших размеров. Шиферный излом связан со структурой образцов и является причиной снижения механических свойств (прочности пластичности) материала, что также согласуется с результатами механических испытаний.

Дорожка отпечатков микротвердости проходит по всему образцу, включая стальную подложку и напечатанную на ней алюминиевую бронзу. Микротвердость в напечатанном материале снижается монотонно от нижней к верхней части (рис. 7). Снижение микротвердости согласуется с увеличением размеров дендритных зерен по мере увеличения высоты напечатанной стенки. Большая неравномерность в значениях микротвердости на участке сплавления бронзы со сталью обусловлена формированием интерметаллидов, твердость которых значительно выше твердости матрицы α -твердого раствора Cu–Al.

Выводы

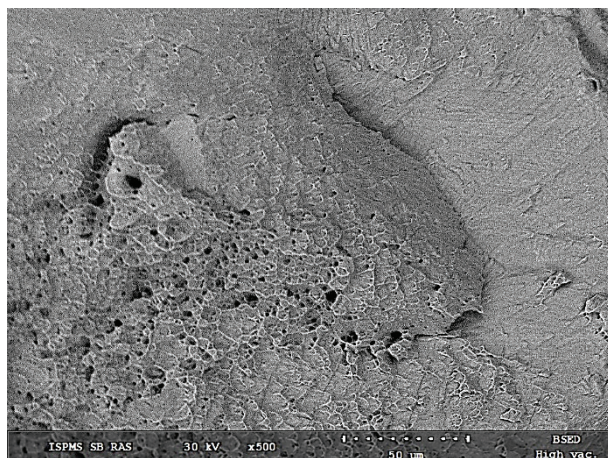
На основе анализа металлографических изображений были выделены четыре характерных типа микроструктур, формирующихся на разной высоте от подложки в напечатанном материале. Первый тип – небольшие дендритные зерна



а



б



в



г

Рис. 6. РЭМ-изображения поверхностей разрушения образцов 5 (а), 6.1 (б), 6.2 (в) и 6.3 (г) после статического растяжения

Fig. 6. SEM-images of fracture surfaces of samples 5 (a), 6.1 (б), 6.2 (в) and 6.3 (г) after static tension

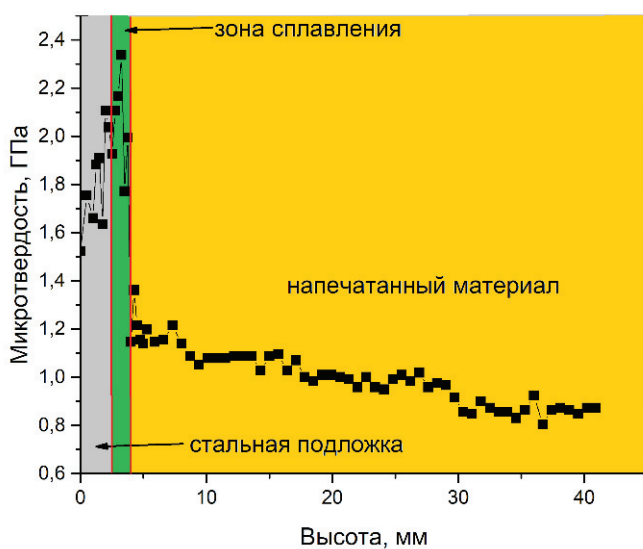


Рис. 7. Изменение микротвердости по высоте образца

Fig. 7. The change in microhardness along the height of the sample

с интерметаллидными частицами; второй – небольшие дендритные зерна; третий – крупные столчатые дендритные зерна; четвертый – широкие дендритные зерна с мелкими включениями вторичной фазы. Формирование этих типов микроструктур обусловлено, во-первых, использованием стальной подложки, во-вторых, изменением условий теплоотвода по мере увеличения высоты образца в процессе печати.

На основе проведенных испытаний выявлена значительная анизотропия механических свойств, которая обусловлена направленным характером роста столчатых дендритных зерен, а также изменением размеров зерна по высоте напечатанного материала. Это выражается в снижении прочности и повышении пластичности у материала в направлении, поперечном относительно траектории печати. Анизотропия свойств при растяжении образцов

сказывается на значении предела прочности (изменение в диапазоне от 245 до 359 МПа), предела текучести (изменение в диапазоне от 82 до 112 МПа), относительного удлинения (изменение в диапазоне от 75 до 133 %). Анизотропия свойств при сжатии образцов сказывается на значении предела текучести (изменение в диапазоне от 45 до 90 МПа).

Полученные результаты расширяют фундаментальные представления о процессах структурообразования сплавов в условиях электронно-лучевого аддитивного производства и могут быть использованы при разработке технологий печати изделий из медных сплавов.

Список литературы

1. Gohar G.A., Manzoor T., Shah A.N. Investigation of thermal and mechanical properties of Cu-Al alloys with silver addition prepared by powder metallurgy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 735. – P. 802–812. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.11.176.
2. Phase equilibria in the Cu-rich portion of the Cu–Al binary system / X. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Ishida // *Journal of Alloys and Compounds*. – 1998. – Vol. 264. – P. 201–208. DOI: 10.1016/S0925-8388(97)00235-1.
3. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
4. Laser-Additive repair of cast Ni–Al–Bronze components / X. Cao, P. Wanjara, J. Gholipour, Y. Wang // *TMS 2019 148th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*. – Cham: Springer, 2018. – P. 205–216. – DOI: 10.1007/978-3-030-05861-6_19.
5. Underwater laser cladding in full wet surroundings for fabrication of nickel aluminum bronze coatings / X. Feng, X. Cui, G. Jin, W. Zheng, Z. Cai, X. Wen, B. Lu, J. Liu // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 333. – P. 104–114. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.10.056.
6. Thermal stability and corrosion resistance in a novel nickel aluminum bronze coating by laser cladding / X.P. Tao, S. Zhang, C.L. Wu, C.H. Zhang, J.B. Zhang, Y. Liu // *Materials Research Express*. – 2018. – Vol. 5, N 11. – P. 116527. – DOI: 10.1088/2053-1591/aade7c.
7. Hyatt C.V., Magee K.H., Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physics of Metals and Materials Science*. – 1998. – Vol. 29. – P. 1677–1690. DOI: 10.1007/s11661-998-0090-5.
8. Effect of the protective materials and water on the repairing quality of nickel aluminum bronze during underwater wet laser repairing / X. Feng, X. Cui, W. Zheng, B. Lu, M. Dong, X. Wen, Y. Zhao, G. Jin // *Optics and Laser Technology*. – 2019. – Vol. 114. – P. 140–145. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.01.034.
9. Effect of Fe and Ni contents on microstructure and wear resistance of aluminum bronze coatings on 316 stainless steel by laser cladding / X.P. Tao, S. Zhang, C.H. Zhang, C.L. Wu, J. Chen, A.O. Abdullah // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 342. – P. 76–84. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.032.
10. Fabrication of copper-rich Cu-Al alloy using the wire-arc additive manufacturing process / B. Dong, Z. Pan, C. Shen, Y. Ma, H. Li // *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. – 2017. – Vol. 48. – P. 3143–3151. DOI: 10.1007/s11663-017-1071-0.
11. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon / Y. Wang, X. Chen, S. Kononov, C. Su, A.N. Siddiquee, N. Gangil // *Applied Surface Science*. – 2019. – Vol. 487. – P. 1366–1375. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.05.068.
12. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing / C. Dharmendra, A. Hadadzadeh, B.S. Amirkhiz, G.D. Janaki Ram, M. Mohammadi // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 30. – P. 100872. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100872.
13. The influence of post-production heat treatment on the multi-directional properties of nickel-aluminum bronze alloy fabricated using wire-arc additive manufacturing process / C. Shen, Z. Pan, D. Ding, L. Yuan, N. Nie, Y. Wang, D. Luo, D. Cuiuri, S. van Duin, H. Li // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 23. – P. 411–421. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.08.008.
14. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in wire-arc additively manufactured nickel aluminum bronze / C. Dharmendra, A. Hadadzadeh, B.S. Amirkhiz, M. Mohammadi, // *TMS 2019 148th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*. – Cham: Springer, 2019. – P. 443–453. – DOI: 10.1007/978-3-030-05861-6_41.
15. Fabricating superior NiAl bronze components through wire arc additive manufacturing / D. Ding, Z. Pan, S. van Duin, H. Li, C. Shen // *Materials (Basel)*. – 2016. – Vol. 9, N 8. – DOI: 10.3390/ma9080652.
16. Wolf T., Fu Z., Körner C. Selective electron beam melting of an aluminum bronze: microstructure and mechanical properties // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 238. – P. 241–244. – DOI: 10.1016/j.matlet.2018.12.015.

17. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.V. Fortuna, G.G. Maier, E.A. Kolubaev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 803. – P. 364–370. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.246.
18. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99, iss. 9-12. – P. 2353–2363. – DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
19. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / K.S. Osipovich, E.G. Astafurova, A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, S.V. Astafurov, G.G. Maier, E.V. Melnikov, V.A. Moskvina, M.Yu. Panchenko, S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // *Journal of Materials Science*. – 2020. – 25 March. – DOI: 10.1007/s10853-020-04549-y.
20. Multilevel model for the description of plastic and superplastic deformation of polycrystalline materials / P.V. Trusov, E.R. Sharifullina, A.I. Shveykin // *Physical Mesomechanics*. – 2019. – Vol. 22. – P. 402–419. – DOI: 10.1134/S1029959919050072.
21. Фридман Я.Б., Гордеева Т.А., Зайцев А.М. Строение и анализ изломов металлов. – М.: МАШ-ГИЗ, 1960. – 128 с.

Конфликт интересов

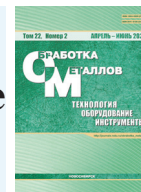
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Study of the Structure and Mechanical Properties of Aluminum Bronze Printed by Electron Beam Additive Manufacturing

*Ekaterina Khoroshko^{1, a}, Andrey Filippov^{1, b, *}, Sergei Tarasov^{1, c}, Nikolay Shamarin^{1, d},
Evgeny Kolubaev^{1, e}, Evgeny Moskvichev^{1, f}, Dmitry Lychagin^{2, g}*

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-9078-5662>, eskhoshko@gmail.com, ^b <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>, em_tsu@mail.ru,

^g <https://orcid.org/0000-0002-0544-9371>, dvl-tomsk@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 March 2020

Revised: 21 April 2020

Accepted: 11 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Additive technology

Aluminum bronze

Structure

Mechanical properties

Funding

The study was carried out with the financial support of the RFBR according to the research Project No. 19-38-90130. Metallographic studies were carried out as part of the Program of fundamental scientific research of state academies of sciences for 2013–2020, direction III.23.2. The scanning electron microscope investigations were performed using the equipment of the Analytical Center of Geochemistry of Natural Systems of Tomsk State University.

ABSTRACT

Introduction. The development of additive manufacturing technologies expands the possibilities of manufacturing (printing) products using a variety of materials. The printing process is carried out by local high-energy heating of the filament and substrate, due to which a molten bath is formed. Under such conditions, the formation of the structure of the material occurs under conditions of rapid crystallization and repeated cyclic heating. An important problem in printing bulk products from most structural alloys is the formation of a dendritic structure. The shape and size of dendrites, as well as the formation of secondary phases associated with it, can affect the strength and performance of products. **The purpose of the work** is to study the structure and mechanical properties of aluminum bronze obtained by the method of electron beam additive production. **In this work**, the features of the formation of the structure of aluminum bronze depending on the area of the sample are studied. Mechanical tests are carried out under static tension and compression of samples cut in longitudinal and cross sections relative to the direction of printing. **The methods of investigation** are mechanical tests for compression and tension, optical metallography, scanning electron microscopy. **Results and discussion.** Based on the analysis of metallographic images, four characteristic types of microstructures are formed at different heights from the substrate in the printed material. The first type is small dendritic grains with intermetallic particles. The second is small dendritic grains. The third is large columnar dendritic grains. Fourth are wide dendritic grains with small inclusions of the secondary phase. The formation of these types of microstructures is due, firstly, to the use of a steel substrate, and secondly, to a change in heat removal conditions as the height of the sample increases during printing. Based on the tests, a significant anisotropy of the mechanical properties was revealed, which is due to the directed nature of the growth of columnar dendritic grains, as well as a change in grain size along the height of the printed material. The obtained results expand the fundamental ideas about the processes of structure formation of alloys in the conditions of electron-beam additive production and can be used in developing technologies for printing products made of copper alloys.

For citation: Khoroshko E.S., Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Shamarin N.N., Kolubaev E.A., Moskvichev E.N., Lychagin D.V. Study of the structure and mechanical properties of aluminum bronze printed by electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = Metal Working and Material Science, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 118–129. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-118-129. (In Russian).

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Senior Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS,
 per. Akademicheskii 2/4,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (999) 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

References

1. Gohar G.A., Manzoor T., Shah A.N. Investigation of thermal and mechanical properties of Cu-Al alloys with silver addition prepared by powder metallurgy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 735, pp. 802–812. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.11.176.
2. Liu X., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K. Phase equilibria in the Cu-rich portion of the Cu–Al binary system. *Journal of alloys and compounds*, 1998, vol. 264, pp. 201–208. DOI: 10.1016/S0925-8388(97)00235-1.
3. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
4. Cao X., Wanjara P., Gholipour J., Wang Y. Laser-Additive repair of cast Ni–Al–Bronze components. *TMS 2019 148th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*, Cham, Springer, 2018, pp. 205–216. DOI: 10.1007/978-3-030-05861-6_19.
5. Feng X., Cui X., Jin G., Zheng W., Cai Z., Wen X., Lu B., Liu J. Underwater laser cladding in full wet surroundings for fabrication of nickel aluminum bronze coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 333, pp. 104–114. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.10.056.
6. Tao X.P., Zhang S., Wu C.L., Zhang C.H., Zhang J.B., Liu Y. Thermal stability and corrosion resistance in a novel nickel aluminum bronze coating by laser cladding. *Materials Research Express*, 2018, vol. 5, no. 11, p. 116527. DOI: 10.1088/2053-1591/aade7c.
7. Hyatt C.V., Magee K.H., Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn. *Metallurgical and Materials Transactions A Physics of Metals and Materials Science*, 1998, vol. 29, pp. 1677–1690. DOI: 10.1007/s11661-998-0090-5.
8. Feng X., Cui X., Zheng W., Lu B., Dong M., Wen X., Zhao Y., Jin G. Effect of the protective materials and water on the repairing quality of nickel aluminum bronze during underwater wet laser repairing. *Optics and Laser Technology*, 2019, vol. 114, pp. 140–145. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.01.034.
9. Tao X.P., Zhang S., Zhang C.H., Wu C.L., Chen J., Abdullah A.O. Effect of Fe and Ni contents on microstructure and wear resistance of aluminum bronze coatings on 316 stainless steel by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 342, pp. 76–84. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.032.
10. Dong B., Pan Z., Shen C., Ma Y., Li H. Fabrication of copper-rich Cu-Al alloy using the wire-arc additive manufacturing process. *Metallurgical and Material Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 2017, vol. 48, pp. 3143–3151. DOI: 10.1007/s11663-017-1071-0.
11. Wang Y., Chen X., Konovalov S., Su C., Siddiquee A.N., Gangil N. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon. *Applied Surface Science*, 2019, vol. 487, pp. 1366–1375. DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.05.068.
12. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 30, pp. 100872. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100872.
13. Shen C., Pan Z., Ding D., Yuan L., Nie N., Wang Y., Luo D., Cuiuri D., Duin S. van, Li H. The influence of post-production heat treatment on the multi-directional properties of nickel-aluminum bronze alloy fabricated using wire-arc additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 23, pp. 411–421. DOI: 10.1016/j.addma.2018.08.008.
14. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Mohammadi M. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in wire-arc additively manufactured nickel aluminum bronze. *TMS 2019 148th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*, 2019, pp. 443–453. DOI: 10.1007/978-3-030-05861-6_41.
15. Ding D., Pan Z., Duin S. van, Li H., Shen C. Fabricating superior NiAl bronze components through wire arc additive manufacturing. *Materials (Basel)*, 2016, vol. 9, no. 8. DOI: 10.3390/ma9080652.
16. Wolf T., Fu Z., Körner C. Selective electron beam melting of an aluminum bronze: microstructure and mechanical properties. *Materials Letters*, 2019, vol. 238, pp. 241–244. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.12.015.
17. Tarasov S.Y., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 803, pp. 364–370. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.246.
18. Tarasov S.Y., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive

manufactured 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, iss. 9-12, pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.

19. Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V., K.N. Kalashnikov, Astafurov S.V., Maier G.G., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing. *Journal of Materials Science*, 2020. DOI: 10.1007/s10853-020-04549-y.

20. Trusov P.V., Sharifullina E.R., Shveykin A.I. Multilevel model for the description of plastic and superplastic deformation of polycrystalline materials. *Physical Mesomechanics*, 2019, vol. 22, pp. 402–419. DOI: 10.1134/S1029959919050072.

21. Fridman Ya.B., Gordeeva T.A., Zaitsev A.M. *Stroenie i analiz izlomov metallov* [The structure and analysis of fractures of metals]. Moscow, MASHGIZ Publ., 1960. 128 p.

Conflicts of Interest

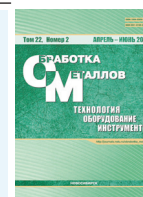
The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Обзор экспериментальных исследований деформационного поведения алюмоматричных композиционных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, в состоянии высокотемпературной сверхпластичности и при ползучести

Денис Крючков^{а, *}, Антон Нестеренко^б

Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-8585-3544>,  kru4koff@bk.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-7010-6260>,  nav@imach.uran.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.018.9:620.17

История статьи:

Поступила: 06 мая 2019
 Рецензирование: 13 марта 2020
 Принята к печати: 14 мая 2020
 Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Алюмоматричные композитные материалы
 Деформирование
 Высокотемпературная ползучесть
 Сверхпластическая деформация

Финансирование

Работа выполнена в рамках программы ФНИ государственных академий наук на 2013–2020 годы по теме № 0391-2019-0005 «Разработка научных основ проектирования оптимальных технологий пластического формоизменения металлических материалов с гарантированным уровнем сплошности и физико-механических свойств».

АННОТАЦИЯ

Современные тенденции развития композиционных материалов на основе сплавов алюминия, дискретно упрочненных SiC, нацелены на конструктивное применение, в том числе при высоких температурах. Изготовление деталей с использованием процессов ОМД позволяет минимизировать финишную обработку заготовок, при которой происходит быстрый износ режущего инструмента. Однако необходимо повышать пластичность алюмоматричных композитных материалов предварительной деформационно-термической обработкой. После такой обработки при определенных термомеханических условиях композиты могут проявлять признаки сверхпластичности. Важно также иметь возможность прогнозирования, как внешние воздействия (высокая температура и давление) будут влиять на деформационное поведение композитов в процессе эксплуатации. Поэтому неотъемлемой частью оценки деформационных свойств композитных материалов, предназначенных для продолжительной службы, является проведение испытаний на ползучесть. В то же время совместное рассмотрение результатов испытаний на одноосное растяжение в условиях ползучести и сверхпластичности расширяет картину деформационного поведения композитных материалов в широком диапазоне вариантов температурно-скоростного воздействия. **Цель работы:** проведение сравнительного анализа результатов опубликованных исследований о деформационном поведении алюмоматричных композитных материалов, дискретно армированных карбидом кремния при проявлении состояния сверхпластичности и в условиях высокотемпературной ползучести. **В работе приводятся** результаты опубликованных исследований композитных материалов с матрицами на основе следующих марок алюминиевых сплавов: Al2009, Al2014, Al2024, Al2124, Al6013, Al6061, Al6063, Al6090, Al8009, Al8090, IN9021. Рассматривается деформирование алюмоматричных композиционных материалов в состоянии сверхпластичности и в условиях высокотемпературной ползучести. **Результаты и обсуждение.** Литературный обзор показывает, что сверхпластическая деформация в основном проявляется при скоростях деформации более 10^{-2} с^{-1} . При этом величина максимального удлинения достигает пределов от 200 до 450 %. Самое высокое значение удлинения образцов 685 % получено при скорости $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для материала Al2024 / 10SiCp. В ряде работ установлено, что для достижения сверхпластической деформации температура процесса должна быть равна или несколько превышать температуру частичного расплавления матрицы на границах зерен матрицы и границах матрицы с упрочняющими частицами. Наиболее хорошо изучены композитные материалы с матрицами на основе следующих систем легирования: Al-Mg-Cu (Al2124), Al-Mg-Si (Al6061), Al-Fe-V-Si (Al8009). Среди факторов, наиболее существенно влияющих на деформационное поведение алюмоматричных композитов при ползучести, можно отметить: технологию первичного получения композитного материала, предварительную деформационно-термическую обработку, химический состав матричного сплава, а также тип и размер упрочняющей фазы. Отмечены исследования по изучению влияния температурных колебаний на деформационное поведение в процессе эксплуатации в нестационарных условиях ползучести при изменении давления. Собранные данные показывают, что при определенных условиях термоциклирования и низких приложенных давлениях композиционные материалы проявляют склонность к большим степеням деформации, что может быть перспективно для разработки технологии изготовления заготовок и изделий.

Для цитирования: Крючков Д.И., Нестеренко А.В. Обзор экспериментальных исследований деформационного поведения алюмоматричных композиционных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, в состоянии высокотемпературной сверхпластичности и при ползучести // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 130–157. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157.

*Адрес для переписки

Крючков Денис Игоревич., к.т.н., н.с.
 Институт машиноведения УрО РАН,
 ул. Комсомольская, 34,
 620049, г. Екатеринбург, Россия
 Тел.: 8 (343) 374-50-51, e-mail: kru4koff@bk.ru

Введение

Интерес к композитам, имеющим матрицу на основе сплава алюминия с дискретным армированием в виде частиц (в зарубежной литературе принято называть *particulates*) или коротких волокон «усов» (*whiskers*) из карбида кремния, постоянно возрастает, в том числе в связи с применением их в качестве конструкционных материалов. Причина армирования карбидом кремния сплавов алюминия связана с возможностью повышения предела прочности, модуля упругости, износостойкости и уменьшения коэффициента теплового расширения. Выбор алюмоматричных композитных материалов, подходящих для применения в той или иной сфере, во многом зависит от технологии получения такого композитного материала, используемого матричного сплава, процентного содержания и типа армирующей фазы, а также проведения дополнительной термо/деформационно-термической обработки, влияющих на теплофизические и механические свойства [1–7]. Достаточно полная информация о сферах применения, способах производства материалов подробно изложена в работе Miracle D.B. [8]. Можно выделить две принципиально разные технологии изготовления композитных заготовок: жидкофазную и порошковую. При добавлении частиц в расплав верхний предел объемного содержания частиц обычно составляет около 20 %, поскольку при таком содержании армирующей фазы достигается максимальная прочность более 500 МПа и модуль Юнга 100 ГПа. Для формованных материалов из порошков предел содержания частиц составляет приблизительно 13...15 об.% [9]. После перемешивания и спекания между частицами SiC и гранулами матричного сплава, как правило, формируются слабые внутренние адгезионные связи, что приводит к низкой пластичности композитного материала [10]. Последующая термообработка приводит к повышению значений твердости за счет снижения пористости, а старение дополнительно увеличивает эти значения [11]. Однако термообработка принципиально не меняет структуру материала и тем самым не улучшает деформируемость [12]. Тем не менее использование специальных сплавов и применение дополнительной деформационной обработки позволяет получить мелкозернистую

структуру матрицы, вследствие чего достигаются высокая прочность (до 760 МПа) и модуль Юнга (до 125 ГПа), а также снижается коэффициент линейного расширения (примерно до $17 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) [9]. В работе [13] также отмечено, что использование метода порошковой металлургии обеспечивает хорошую смачиваемость между матрицей и армирующими частицами и предотвращает образование любых нежелательных фаз.

Современные тенденции развития композиционных материалов на основе сплавов алюминия, дискретно упрочненных SiC, и их применение в промышленности обуславливают потребность углубления знаний об эксплуатационной пригодности и открытие возможных инноваций в технологических процессах изготовления изделий [14]. Стремление к распространению алюмоматричных композитов в качестве конструкционных материалов привело к необходимости изучения их деформационного поведения в широком диапазоне температур. Данная тематика исследований обусловлена комплексом причин, касающихся как стадии изготовления деталей, так и их эксплуатации. Процессы обработки давлением алюмоматричных композитов позволяют минимизировать финишную обработку заготовок, при которой происходит быстрый износ режущего инструмента. Кроме того, правильно назначенные термомеханические режимы обработки давлением позволяют существенно изменять структуру материала, что приводит к улучшению механических свойств продукта. Однако у каждого конкретного материала проявляется сложное деформационное поведение с крайне ограниченным запасом пластичности [15–24]. Для достижения высоких степеней деформации без разрушения требуется подбирать особые температурно-скоростные условия, близкие к сверхпластическому состоянию. После изготовления продукции с точки зрения эксплуатационной пригодности важно иметь возможность прогнозировать поведение материала в различных условиях. Например, благодаря низкому коэффициенту линейного расширения алюмоматричные композиты потенциально предназначены для применения в условиях высоких температур длительное время. Поэтому неотъемлемой частью оценки прочностных характеристик являются исследования на ползучесть.

Целью настоящей работы является проведение сравнительного анализа результатов опубликованных исследований о деформационном поведении алюмоматричных композитных материалов, дискретно армированных карбидом кремния при проявлении состояния сверхпластичности и в условиях высокотемпературной ползучести.

Материалы и методы

В статье рассмотрены результаты литературного обзора исследований деформационного поведения алюмоматричных композитных материалов, имеющих матрицу на основе сплава алюминия с дискретным армированием в виде частиц (particulates) или коротких волокон «усов» (whiskers) из карбида кремния. Размеры упрочняющей фазы могут составлять от 1,5 до 60 мкм для частиц, и 0,45...0,65 (в диаметре) на 5...80 (в длину) мкм для «усов». Обозначение и характеристики химического состава матричных сплавов (по международной системе) для композитов, рассматриваемых в данной статье, представлены в табл. 1.

При рассмотрении результатов опубликованных исследований о деформационном поведении алюмоматричных композитов при поиске

состояния сверхпластичности анализировались: исследуемый диапазон температур, скоростей деформаций, сопротивление деформации при определении сверхпластичности, а также величина удлинения образцов до разрушения, достигнутая в состоянии сверхпластичности.

Сопоставление результатов работ, приведенных в литературе, и оценка влияния на ползучесть различных факторов основывалась на анализе зависимостей минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых давлений при учете температуры в испытаниях.

Результаты и обсуждения

Деформирование алюмоматричных композиционных материалов в состоянии сверхпластичности

В настоящее время наряду с исследованиями технологий первичного получения алюмоматричных композитов активно проводится изучение условий термдеформационного воздействия на них с целью улучшения структуры и формоизменения. Для улучшения деформируемости алюмоматричных композиционных материалов, в особенности полученных по порошковой технологии, как правило, применяют

Таблица 1

Table 1

Основная система легирования для марок алюминиевых сплавов, обозначенных по международной системе

Basic alloying system for aluminum alloy

Марка Alloy Grade	Основная система легирования Basic alloying system
Al2009	Al-Cu-Mn-Mg
Al2014	Al-Cu-Mn-Si
Al2024	Al-Cu-Mg
Al2124	Al-Cu-Mg
Al6013	Al-Cu-Mg-Si
Al6061	Al-Mg-Si-Cr
Al6063	Al-Mg-Si
Al6090	Al-Fe-Si
Al7075	Al-Cu-Mg-Zn
Al8009	Al-Fe-Si-V
Al8090	Al-Cu-Mg-Li
IN9021	Al-Mn-O-C

предварительную горячую деформационную обработку, например прокатку, прямое или обратное выдавливание. Так, Xu W. и его соавторы в своей работе [21] получили параметры оптимальной области деформации алюмоматричного композитного материала Al6061 /20SiC, изготовленного по технологии squeeze-cast. При 485 °С и скорости деформации $0,16 \text{ с}^{-1}$ проведена термомеханическая обработка, включающая в себя одноосную осадку и кантовку, после которой было отмечено улучшение микроструктуры и механических свойства композитов. В процессе такой обработки происходило затекание расплава в микропоры между частицами наполнителя SiC и снижение пористости. В работе Курбаткиной Е.И. с соавторами [25] показано, что уже после выдавливания материал имеет мелкозернистую структуру, а частицы карбида кремния наблюдаются как на границах зерен, так и в объеме. Далее для материала с такой структурой, как правило, возможно создание определенных термомеханических условий для деформации с относительным удлинением более 100 %, а также в некоторых случаях добиться состояния сверхпластичности, в котором материал обладает экстремально высокой пластичностью и низким сопротивлением деформации [26]. В табл. 2 сведены данные экспериментальных исследований из литературы. Важно отметить, что в таблице приведены значения температур (T), диапазон скоростей деформаций ($\dot{\epsilon}$) и сопротивление деформации (σ), которые приводились в каждой из работ при определении состояния сверхпластичности. Параметры (температура и скорость деформаций), при которых проявлялся эффект сверхпластической деформации алюмоматричных композитных материалов до величины максимального удлинения (δ), приведены на рис. 1.

Из табл. 1 видно, что из всех рассматриваемых в данной статье источников 73 % посвящены исследованию сверхпластичности алюмоматричных композитов, полученных методом порошковой металлургии. При поиске температуры для проявления сверхпластичности в исследованиях рассматривались от 1 до 8 значений температур. В 23,3 % рассматривались четыре температуры, в 20 % – одна температура, в 16,6 % – по три или пять температур, в 13,3 % – семь температур, остальное – это по восемь или четыре темпера-

туры. Причем в подавляющем большинстве 83,3 % материалов подвергались воздействию температур из диапазона от 500 до 550 °С. Чуть меньше (63,3 и 46,6 %) подвергались воздействию температур из диапазона свыше 550 °С и от 450 до 500 °С соответственно. Стоит учитывать, что при этом средний диапазон значений скоростей деформаций составлял от $5 \cdot 10^{-4}$ до $5 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$.

На рис. 1, построенном на основе анализа литературных источников, показано, что дискретно-армированные алюмоматричные композиты проявляют признаки сверхпластической деформации в интервале температур 500...600 °С, скоростях деформации более 10^{-2} с^{-1} . В испытаниях на одноосное растяжение достигнуты максимальные удлинения в диапазоне от 200 до 450 %. Самое высокое значение удлинения образцов 685 % получено в работе Wei Z. с соавторами [33] при скорости $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для материала Al2024 /10SiCp, изготовленного по технологии литья с замешиванием частиц (stir cast) и подвергнутого предварительной термомеханической обработке в виде горячейковки и выдавливания. Причем для композитов на основе сплавов алюминия 2000 серии характерно проявление сверхпластичности в диапазоне 500...550 °С, а для композитов на основе сплавов алюминия 6000 и 8000 серии – в диапазоне 550...600 °С.

В работах [30, 32] описан механизм многоступенчатой термомеханической обработки, при котором поэтапно достигается высокая степень деформации. Авторы, применив термоциклирование за 150 циклов (нагрев от 100 до 450 °С за 200 с и принудительное охлаждение конвекцией за то же время) под давлением 6 МПа, достигли значения относительного удлинения 325 %, при этом средняя скорость деформации составила $2,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$.

В работах [26–28] высказано предположение, что для достижения сверхпластической деформации температура процесса должна быть равна или несколько превышать температуру начала расплавления материала матрицы. При этом на границах зерен матрицы и границах матрицы с упрочняющими частицами выделяется жидкая фаза, скорее всего, в результате эвтектического превращения в системе Al-SiC, представляющая собой своеобразную вязкую «смазку». Наличие небольшого количества жидкой фазы в образце приводит к снижению концентраций локальных

Таблица 2

Table 2

Исследуемый диапазон температур (T), скоростей деформаций (ξ), сопротивление деформации (σ) при определении сверхпластичности алюмоматричных композитных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, и величина удлинения образцов до разрушения (δ), достигнутая в состоянии сверхпластичности

Summary of the studies on determining superplasticity of discontinuously reinforced SiC aluminum-matrix composite materials (range investigated temperatures (T), strain rates (ξ), stresses (σ)) and elongation-to-failure result (δ)

Материал / способ изготовления Material / Manufacturing		$T, ^\circ\text{C}$	ξ, c^{-1}	$\sigma, \text{МПа}$	$\delta, \%$	Ссылки Ref.
Al2009 /15SiCw	ПМ + П	450, 475, 500, 525	$8,3 \cdot 10^{-4} \dots 8,3 \cdot 10^{-1}$	4...46	125	[26]
Al2009 /15SiCw	ПМ + В + П	525	$6,5 \cdot 10^{-5} \dots 4 \cdot 10^{-1}$	0,6...20	180	[27]
Al2009 /20SiCw	ПМ + В + П	450, 470, 490, 500, 510, 520, 530	$1,67 \cdot 10^{-3} \dots 1,67$	8...100	190	[28]
Al2009 /20SiCw	ПМ + В + П	480, 500, 535, 550	$1,67 \cdot 10^{-3} \dots 1,67$	1,6...40	250	[29]
Al2024 /20SiCw	ПМ + В + П	ТЦ		20	300	[30]
Al2024 /20SiCw	ГИП	475, 500, 525, 550, 575	$1 \cdot 10^{-3} \dots 1,7$	2,2...200	150	[31]
Al2024 /10SiCp	ПМ + В	ТЦ	$4 \cdot 10^{-7} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	3...40	300	[32]
Al2024 /20SiCp			$1 \cdot 10^{-6} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	3...40	325	
Al2024 /10SiCp	ЛП	515	$5 \cdot 10^{-4}$		685	[33]
Al2024 /12SiCp	Литье + ИГОВ	409, 505, 510, 515, 520	$1,1 \cdot 10^{-4} \dots 6,4 \cdot 10^{-4}$		293	[34]
Al2024 /12SiCp	ПМ + ИГОВ	508	$9,5 \cdot 10^{-4}$		220	
Al2024 /17SiCp	ПМ + В + П	480, 500, 520, 540, 560			259	[35]
Al2124 /20SiCw	ПМ + В + П	525	$8,3 \cdot 10^{-5} \dots 6,7 \cdot 10^{-1}$		300	[36]
Al2124 /10SiCp	ПМ + В	475, 500, 530, 550	$1,3 \cdot 10^{-4} \dots 2,5 \cdot 10^{-1}$	1,5...49	550	[37, 38]
Al2124 /20SiCp		475, 500, 530, 551	$9 \cdot 10^{-4} \dots 3 \cdot 10^{-1}$	1...41	400	
Al2124 /30SiCp		500, 530, 552	$1 \cdot 10^{-4} \dots 2,5 \cdot 10^{-1}$	1,6...17	150	
Al2124 /18SiCp	ПМ + В + П	470, 490, 510	$1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-1}$		425	[39]
Al6013 /15SiCw	ПМ + В + П	460, 500, 520, 540	$1,7 \cdot 10^{-3} \dots 1$		177	[40]
Al6013 /20SiCp	ПМ + П	520, 535, 550, 560, 570, 580, 590	$1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-1}$		370	[41]
Al6061 /20SiCw	ЛД	530, 550, 570	$1,7 \cdot 10^{-3} \dots 8,3 \cdot 10^{-1}$	1...12	300	[42]
Al6061 /20SiCw	ПМ + В + П	560, 580, 600, 620	$1,7 \cdot 10^{-3} \dots 1,7$	2...20	400	[43]
Al6061 /20SiCw	ПМ + В + П	600	$6,6 \cdot 10^{-4} \dots 6,6 \cdot 10^{-1}$	1,5...4	505	[44]
Al6061 /10SiCp	ПМ + В	580, 588, 598	$1 \cdot 10^{-3} \dots 1$	10...22	450	[45]
Al6061 /18SiCp	ПМ + В	580, 588, 598	$1 \cdot 10^{-3} \dots 1$	12...20	300	
Al6061 /10SiCp	ПМ + В	430, 460, 490, 520, 550, 570, 590, 605	$2 \cdot 10^{-4} \dots 9 \cdot 10^{-2}$	1...45	450	[46, 47]
Al6061 /20SiCp			$9 \cdot 10^{-5} \dots 9 \cdot 10^{-2}$	1...50	350	
Al6061 /30SiCp		460, 490, 520, 550, 570, 590, 607	$2 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-1}$	1,4...35	325	
Al6061 /17,5SiCp	ГИП	580	$1 \cdot 10^{-2} \dots 2$		375	[48]

Материал / способ изготовления Material / Processing		$T, ^\circ\text{C}$	ξ, c^{-1}	$\sigma, \text{МПа}$	$\delta, \%$	Ссылки Ref.
Al6063 /5SiCp	ЛП	520, 540, 560, 580, 600	$2 \cdot 10^{-2} \dots 2 \cdot 10^{-1}$		227	[49]
Al6090 /25SiCp	ПМ + В + П	500, 550	$4 \cdot 10^{-4} \dots 5 \cdot 10^{-2}$	7...39	70	[50]
Al8090 /17SiCp	ПМ + В + П	500, 525, 550, 575	$1 \cdot 10^{-4} \dots 5 \cdot 10^{-1}$	1...35	300	[51]
IN9021 /15SiCp	ПМ + В	425, 450, 475, 500, 525, 550, 575, 600	$1 \cdot 10^{-3} \dots 3 \cdot 10^{-2}$		610	[52]
Al4.4Cu1.5Mg /21SiCw	ПМ + В + П	450, 458, 505, 520, 545	$1,67 \cdot 10^{-3} \dots 1,67$	1...120	446	[53]

Примечание: нижний индекс: w – «усы» (короткие волокна); p – частицы; ПМ – материал, изготовлен методом порошковой металлургии; +В – горячее выдавливание; +П – горячая прокатка; ЛП – материал изготовлен методом литья с перемешиванием; ЛД – материал изготовлен методом литья под давлением; ГИП – горячее изостатическое прессование; + ИГОВ – изотермическое горячее обратное выдавливание; ТЦ – термоциклирование в диапазоне температур от 100 до 450 °C за 200 с.

напряжений, что оказывает существенное влияние на характер и эффективность развития деформационных и аккомодационных процессов. Снижение локальных напряжений при наличии жидкой фазы в образце может быть достигнуто за счет просачивания (перколяции) жидкости между зернами и упрочняющими частицами за счет поглощения жидкой фазой решеточных и зернограницных дислокаций, а также за счет активного развития диффузионных процессов с участием жидкой фазы. Mabuchi M. и Higashi K. отмечают, что в результате этого сверхпластическое течение образца, развивающееся в его локальных микрообъемах, приобретает черты, характерные для вязкого (ньютоновского) течения [54].

Исследования, проведенные Nan B.Q. и Chan K.C. [28] с помощью электронной микроскопии высокого разрешения, показали, что возникающая жидкая фаза должна составлять менее одного объемного процента, быть меньше 30 нм толщиной и быть равномерно распределена по объему композита. Большее количество жидкой фазы приводит к снижению прочности межзеренной связи и к дальнейшему макро разрушению. Chan K.C. и Tong G.Q. [29] также обращают внимание на то, что для проявления высокоскоростной сверхпластичности температура процесса должна соответствовать началу образования жидкой фазы, но при повышении температуры до значения, при котором образо-

вание жидкой фазы заканчивается, сверхпластичность исчезает, поскольку увеличение количества жидкого металла приводит к ослаблению межзеренных связей и дальнейшему разрушению. Отмечается, что температура образования жидкой фазы одинаковых по составу композитов может отличаться из-за различий в морфологии и размерах упрочняющих частиц. В то же время Wu M.Y. и Sherby O.D. [30] отмечают, что для проявления сверхпластического течения необходима стабильная при температуре деформации мелкозернистая структура с размером зерна не более 5 мкм. В результате обзора научных работ следует отметить, что состояние сверхпластичности проявляется в очень узком температурно-скоростном диапазоне нагружения.

Деформационное поведение алюмоматричных композиционных материалов в условиях высокотемпературной ползучести

Комплекс теплофизических свойств алюмоматричных композитов предопределяет их использование в условиях длительных механических нагрузок при повышенных и циклично меняющихся температурах. Поэтому неотъемлемой частью оценки механических деформационных свойств АМК является проведение испытаний на высокотемпературную ползучесть [55]. По результатам проведенного обзо-

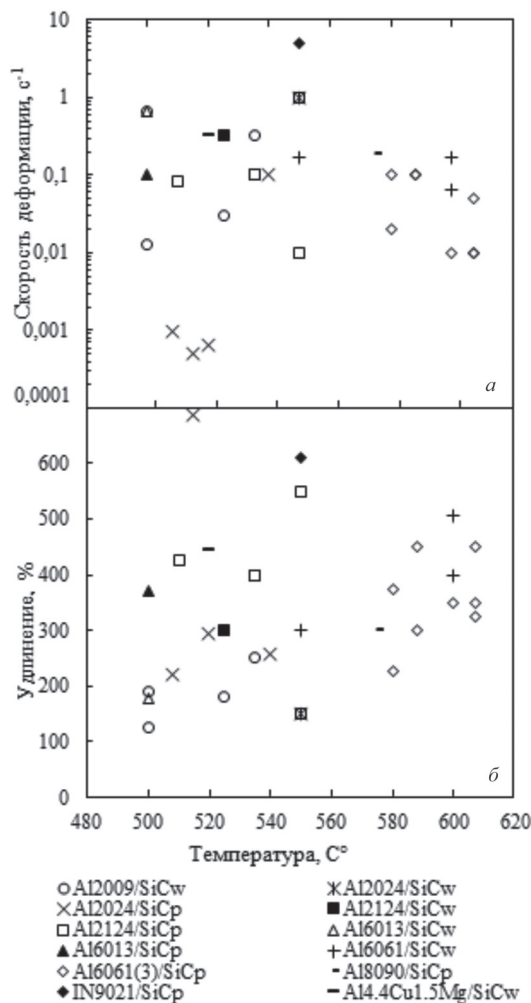


Рис. 1. Скорость деформации при сверхпластичности (а) и максимальное удлинение до разрушения образцов (б) в зависимости от температуры (по результатам работ [26–53])

Fig. 1. The strain rate during superplasticity (a) and the maximum elongation-to-failure of the samples (б) depending on temperature (according to the results of work [26–53])

ра литературы можно отметить, что внимание уделяется в основном установившейся стадии и мало данных о кратковременной ползучести. В литературе широко представлены исследования на ползучесть дискретно армированных SiC композиционных материалов на основе деформируемых алюминиевых сплавов. В основном это системы: Al-Mg-Cu (за рубежом – Al2124), Al-Mg-Si (Al6061), Al-Fe-V-Si (Al8009). Однако мало затронуты конструкционные материалы на основе высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg-Zn (7000 серии), исследования которых ограничены в основном результатами стандартных испытаний на растяжение при разных температурах [56–58].

В табл. 3 представлена информация об исследованиях ползучести различных алюмоматричных композитных материалов. Указаны литературные источники и приведены исследуемые в них диапазоны температур T , напряжений σ и минимальные скорости деформации ползучести $\dot{\epsilon}$. Эти результаты свидетельствуют о том, что установление кривых ползучести охватывает три температурных диапазона: ниже 300 °C (низкотемпературная ползучесть), от 300 °C (высокотемпературная ползучесть) и свыше 450 °C (температуры, приближенные к солидусу, при которых возможен механизм зернограницного проскальзывания). Причем по данным табл. 3 89 % исследуемых материалов подвергались испытаниям в диапазоне температур от 300 до 450 °C, 18.2 % материалов при температурах ниже 300 °C и 9.1 % материалов при температурах свыше 450 °C. При этом максимальные значения напряжений, прикладываемых к образцам, не превышали 400, 250 и 75 МПа, для диапазонов температур ниже 300 °C, от 300 до 450 °C и свыше 450 °C соответственно. Минимальные значения напряжений, прикладываемых к образцам, для тех же самых диапазонов температур составляют 25, 10 и 2,6 МПа.

Как отмечалось ранее, важными аспектами формирования требуемого уровня физико-механических свойств и структуры композитов являются процентное содержание, размер и вид частиц наполнителя. Поэтому в исследовании уделяется внимание анализу влияния этих факторов. Li Y. и Mohamed F.A. в работе [72] приводят сравнение поведения при ползучести композита Al2124/10SiC и неармированного матричного сплава, изготовленного по порошковой технологии, где показывают слабое влияние армирования на деформируемость. Fernández R. и González-Doncel G. [94], напротив, говорят о том, что механизм распределения нагрузки между матрицей и упрочняющей фазой играет важную роль при высокотемпературной деформации дискретно армированных металлических матричных композитов. В работе [59] Pal S. с соавторами приведены результаты исследования поведения чистого Al и смеси Al с 5, 10, 15 и 20 % SiC при ползучести при постоянных величине напряжения 21 МПа и температуре 350 °C. С увеличением объемной доли SiC скорость ползучести на установившейся стадии

Исследуемый диапазон температур (T), напряжений (σ) и скоростей деформаций (ξ) в испытаниях на ползучесть

Summary of the studies on creep fracture behavior of discontinuously reinforced aluminum alloy matrix composites (range investigated temperatures (T), strain rates (ξ), stresses (σ))

Материал	T , °C	σ , МПа	ξ , 1/с	Ссылки Ref.
Al /5SiCp (7 мкм)	350	21	$1 \cdot 10^{-7}$	[59]
Al /10SiCp (14,5 мкм)	350	21	$3 \cdot 10^{-7}$	
Al /15SiCp (14,5 мкм)	350	21	$9 \cdot 10^{-7}$	
Al /20SiCp (14,5 мкм)	350	21	$3 \cdot 10^{-6}$	
Al /5SiCp после горячей прокатки при 400°C	325	18...21	$1,2 \cdot 10^{-7} \dots 2 \cdot 10^{-7}$	[60]
	350	15...21	$3,8 \cdot 10^{-8} \dots 9 \cdot 10^{-6}$	
	375	15	$1 \cdot 10^{-6}$	
	400	12...15	$6,2 \cdot 10^{-8} \dots 1,3 \cdot 10^{-6}$	
Al /5SiCp после горячей прокатки при 600°C	325	18...21	$8,7 \cdot 10^{-6} \dots 2,5 \cdot 10^{-5}$	
	350	15	$8,1 \cdot 10^{-8}$	
	375	15	$2,5 \cdot 10^{-6}$	
	400	12...15	$6,4 \cdot 10^{-8} \dots 5,7 \cdot 10^{-6}$	
Al /10SiCp (14,5 мкм)	350	21,5...26	$6 \cdot 10^{-7} \dots 8 \cdot 10^{-6}$	[61]
Al /10SiCp (45,9 мкм)	350	16...22	$3 \cdot 10^{-9} \dots 2,5 \cdot 10^{-6}$	
Al /10SiCp (3,5 мкм)	300	33...50	$2 \cdot 10^{-9} \dots 8 \cdot 10^{-5}$	[62]
	350	27...44	$4 \cdot 10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-4}$	
	400	23...37	$1,5 \cdot 10^{-9} \dots 1,5 \cdot 10^{-4}$	
Al /10SiCp (10 мкм)	300	23...40	$2 \cdot 10^{-9} \dots 8 \cdot 10^{-5}$	
	350	18...30	$5 \cdot 10^{-9} \dots 8 \cdot 10^{-5}$	
	400	15...26	$1 \cdot 10^{-8} \dots 1,1 \cdot 10^{-4}$	
Al /10SiCp (20 мкм)	300	25...38	$5 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-5}$	
	350	19...28	$2,5 \cdot 10^{-9} \dots 2,5 \cdot 10^{-5}$	
	400	16...26	$8 \cdot 10^{-9} \dots 9 \cdot 10^{-5}$	
Al /10SiCp (1,7 мкм)	350	24,5...30,5	$3 \cdot 10^{-9} \dots 1,3 \cdot 10^{-6}$	[63]
Al /20SiCp (1,7 мкм)	350	36...44	$8 \cdot 10^{-10} \dots 8,5 \cdot 10^{-7}$	
Al /30SiCp (1,7 мкм)	350	48,5...54	$5 \cdot 10^{-10} \dots 1,7 \cdot 10^{-6}$	
Al /30SiCp	350	30...65	$3 \cdot 10^{-10} \dots 2 \cdot 10^{-3}$	[64]
	400	20...49	$5 \cdot 10^{-10} \dots 3 \cdot 10^{-3}$	
	450	15...36	$2 \cdot 10^{-10} \dots 2,5 \cdot 10^{-3}$	
Al-4Mg /10SiCp	300	47...78	$1 \cdot 10^{-9} \dots 9 \cdot 10^{-6}$	[65]
	350	32...64	$6 \cdot 10^{-10} \dots 9 \cdot 10^{-6}$	
	400	31...64	$9 \cdot 10^{-10} \dots 4,5 \cdot 10^{-5}$	

Продолжение табл. 3
Continuation table 3

Материал	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$	$\xi, 1/\text{с}$	Ссылки Ref.
Al-6Mg-1Sc-1Zr / 10SiCp	150	150...250	$5 \cdot 10^{-9} \dots 1,5 \cdot 10^{-5}$	[66]
	204	90...150	$1 \cdot 10^{-8} \dots 8 \cdot 10^{-6}$	
	260	27...45	$1,2 \cdot 10^{-8} \dots 8 \cdot 10^{-6}$	
Al2009 / 15SiCp	375	21...78	$4,1 \cdot 10^{-8} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	[67]
	405	17...64	$4,6 \cdot 10^{-9} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	
	435	12...52	$5,8 \cdot 10^{-9} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	
Al2014 / 20SiCp	250	40...90	$4 \cdot 10^{-8} \dots 3 \cdot 10^{-4}$	[68]
Al2024 / 15SiCp	275	38...60	$8 \cdot 10^{-10} \dots 7 \cdot 10^{-6}$	[69]
	300	35...62	$3 \cdot 10^{-10} \dots 1,8 \cdot 10^{-5}$	
	330	30...60	$4 \cdot 10^{-10} \dots 8 \cdot 10^{-5}$	
Al2024 / 20SiCp	405	29...53	$4 \cdot 10^{-5} \dots 1 \cdot 10^{-2}$	[70]
	430	18...46	$4 \cdot 10^{-5} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	
	450	16...35	$4 \cdot 10^{-5} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	
Al2124 / 5SiCp	345	28...95	$4,6 \cdot 10^{-8} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	[71]
	375	24...73	$5,8 \cdot 10^{-8} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	
	405	16...62	$2,9 \cdot 10^{-8} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	
Al2124 / 10SiCp	345	30...81	$1,7 \cdot 10^{-8} \dots 2,9 \cdot 10^{-2}$	[72]
	375	24...66	$1,2 \cdot 10^{-8} \dots 2,9 \cdot 10^{-2}$	
	405	17...61	$1,2 \cdot 10^{-9} \dots 2,9 \cdot 10^{-2}$	
Al2124 / 10SiCp	300	30...50	$4 \cdot 10^{-8} \dots 7 \cdot 10^{-6}$	[73]
Al2124 / 20SiCp	300	30...55	$1 \cdot 10^{-8} \dots 3 \cdot 10^{-6}$	
Al2124 / 30SiCp	300	35...50	$3 \cdot 10^{-9} \dots 9 \cdot 10^{-8}$	
Al2124 / 20SiCw после горячего выдавливания со степенью 10:1, 15:1 и 25:1	300	38...58	$1,1 \cdot 10^{-8} \dots 1,8 \cdot 10^{-7}$	
Al2124 / 20SiCp	350	17...69	$6,1 \cdot 10^{-9} \dots 5,5 \cdot 10^{-3}$	[74]
	375	17...69	$4,7 \cdot 10^{-8} \dots 1,3 \cdot 10^{-2}$	
	400	13...69	$9 \cdot 10^{-9} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	
	425	9...50	$2,8 \cdot 10^{-8} \dots 1,3 \cdot 10^{-2}$	
	450	4...29	$5 \cdot 10^{-10} \dots 2,3 \cdot 10^{-3}$	
	475	4...19	$5 \cdot 10^{-10} \dots 1,3 \cdot 10^{-3}$	
Al2124 / 20SiCp	300	49...140	$6 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-5}$	[75]
	350	35...65	$7 \cdot 10^{-9} \dots 3 \cdot 10^{-4}$	
	400	22...45	$4 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-4}$	
Al2124 / 20SiCw	300	52...140	$2 \cdot 10^{-9} \dots 6 \cdot 10^{-5}$	
	350	40...78	$2 \cdot 10^{-9} \dots 2,5 \cdot 10^{-4}$	
	400	26...48	$2,5 \cdot 10^{-9} \dots 3 \cdot 10^{-4}$	

Продолжение табл. 3
Continuation table 3

Материал	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$	$\xi, 1/\text{с}$	Ссылки Ref.
Al2124 /20SiCw термообработка T4	149	310	$7 \cdot 10^{-10}$	[76]
	163	310	$3,1 \cdot 10^{-9}$	
	177	242...380	$8,7 \cdot 10^{-9} \dots 5,9 \cdot 10^{-7}$	
	191	310	$1,7 \cdot 10^{-7}$	
	204	310	$1,1 \cdot 10^{-6}$	
	260	90	$1,6 \cdot 10^{-8}$	
	274	90	$3,8 \cdot 10^{-8}$	
	288	76...97	$8,9 \cdot 10^{-9} \dots 5,6 \cdot 10^{-7}$	
	302	90	$3,9 \cdot 10^{-6}$	
Al2080 /10SiCp	150	175...230	$2,5 \cdot 10^{-9} \dots 1,8 \cdot 10^{-7}$	[77]
Al2080 /20SiCp	150	185...215	$1,1 \cdot 10^{-9} \dots 9 \cdot 10^{-9}$	
Al2080 /30SiCp	150	199...230	$1 \cdot 10^{-9} \dots 1,6 \cdot 10^{-8}$	
Al2618 /15SiCp	165	300...400	$3 \cdot 10^{-8} \dots 3 \cdot 10^{-5}$	[78]
	220	260...360	$3 \cdot 10^{-6} \dots 3 \cdot 10^{-4}$	
Al6061 /10SiCp	400	15...36	$2 \cdot 10^{-9} \dots 1,4 \cdot 10^{-4}$	[79]
Al6061 /15SiCw	350	29...50	$5 \cdot 10^{-8} \dots 3 \cdot 10^{-4}$	[80]
	400	17...43	$5 \cdot 10^{-10} \dots 2,8 \cdot 10^{-4}$	
	450	12...30	$8 \cdot 10^{-9} \dots 1,8 \cdot 10^{-4}$	
	500	5...13	$5,8 \cdot 10^{-8} \dots 5 \cdot 10^{-5}$	
Al6061 /17,4SiCw	232	102...150	$7,6 \cdot 10^{-9} \dots 8,9 \cdot 10^{-6}$	[81]
	288	50...95	$6 \cdot 10^{-9} \dots 8,3 \cdot 10^{-6}$	
	343	41... 48	$2,5 \cdot 10^{-9} \dots 6,1 \cdot 10^{-9}$	
Al6061 /26,5SiCp	343	51... 62	$7,2 \cdot 10^{-8} \dots 2,6 \cdot 10^{-6}$	
	363	60	$2,9 \cdot 10^{-2}$	
	371	40	$1,4 \cdot 10^{-4}$	
Al6061 /20SiCw растяжение в поперечном направлении	450	28...51	$3 \cdot 10^{-5} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	[82]
Al6061 /20SiCw растяжение в продольном направлении	450	35...53	$3 \cdot 10^{-5} \dots 3 \cdot 10^{-3}$	
Al6061 /30SiCp	375	17...78	$1,2 \cdot 10^{-8} \dots 5,8 \cdot 10^{-2}$	[83]
Al6061 /30SiCp	405	14...55	$5,8 \cdot 10^{-9} \dots 5,2 \cdot 10^{-2}$	[84]
Al6061 /40SiCw	400	60...73	$1,4 \cdot 10^{-6} \dots 3,5 \cdot 10^{-5}$	[85]
	450	26...43	$1,6 \cdot 10^{-6} \dots 1 \cdot 10^{-4}$	
Al6063 /4,3SiCp литье с перемешиванием	300	10...40	$1,9 \cdot 10^{-8} \dots 4,9 \cdot 10^{-6}$	[86]
Al6063 /4,3SiCp литье с перемешиванием + выдавливание			$2,8 \cdot 10^{-9} \dots 7,2 \cdot 10^{-6}$	

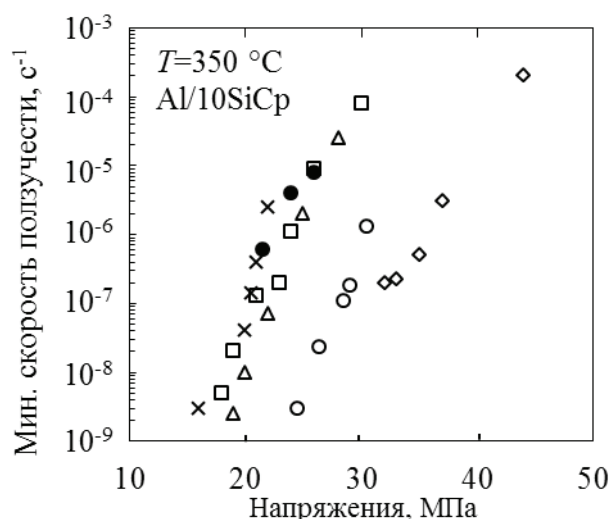
Окончание табл. 3

End table 3

Материал	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$	$\xi, 1/\text{с}$	Ссылки Ref.
Al6063 /8,7SiCp литье с перемешиванием	300		$3,3 \cdot 10^{-9} \dots 1,3 \cdot 10^{-5}$	
Al6063 /8,7SiCp литье с перемешиванием + выдавливание			$6,9 \cdot 10^{-9} \dots 1,4 \cdot 10^{-5}$	
Al6063 /13SiCp литье с перемешиванием	300		$7,2 \cdot 10^{-9} \dots 4,4 \cdot 10^{-6}$	
Al6063 /13SiCp литье с перемешиванием +выдавливание			$5,3 \cdot 10^{-9} \dots 9,7 \cdot 10^{-6}$	
Al6092 /25SiCp	400	8,4...36	$1,8 \cdot 10^{-9} \dots 3,5 \cdot 10^{-3}$	[87]
	450	5.4...20	$1,2 \cdot 10^{-9} \dots 7 \cdot 10^{-3}$	
	500	2.6...10.3	$2,5 \cdot 10^{-9} \dots 1 \cdot 10^{-3}$	
Al8009 /14,5SiCw	300	160...250	$7,8 \cdot 10^{-7} \dots 1,9 \cdot 10^{-4}$	[88]
	350	145...200	$7,8 \cdot 10^{-7} \dots 2,5 \cdot 10^{-4}$	
	400	120...190	$7,8 \cdot 10^{-7} \dots 2,1 \cdot 10^{-3}$	
	450	90...145	$7,8 \cdot 10^{-7} \dots 1,4 \cdot 10^{-4}$	
Al8009 /15SiCp	350	160...260	$4 \cdot 10^{-10} \dots 1 \cdot 10^{-3}$	[89]
	400	122...200	$3 \cdot 10^{-10} \dots 2,2 \cdot 10^{-3}$	
	450	90...160	$3 \cdot 10^{-10} \dots 5,1 \cdot 10^{-3}$	
Al8009 /15SiCp	500	50...75	$8 \cdot 10^{-10} \dots 2,1 \cdot 10^{-4}$	[90]
	525	29,5...65	$5 \cdot 10^{-10} \dots 1,5 \cdot 10^{-4}$	
	550	17,5...57	$7 \cdot 10^{-10} \dots 4,1 \cdot 10^{-4}$	
Al8009 /15SiCp	600	17...25	$1,9 \cdot 10^{-5} \dots 1,9 \cdot 10^{-2}$	[91]
	620	13...20	$1,6 \cdot 10^{-5} \dots 2,4 \cdot 10^{-2}$	
	650	10...16	$3,2 \cdot 10^{-5} \dots 1,8 \cdot 10^{-2}$	
	670	5...11	$3,2 \cdot 10^{-5} \dots 2,5 \cdot 10^{-2}$	
Al8009 /15SiCp	450	57.3...92.8	$1,8 \cdot 10^{-8} \dots 6,2 \cdot 10^{-5}$	[92]
	475	50.1...74.4	$2,1 \cdot 10^{-8} \dots 3,4 \cdot 10^{-5}$	
	500	40.2...65.3	$1,8 \cdot 10^{-8} \dots 8,9 \cdot 10^{-5}$	
	530	28.3	$1,1 \cdot 10^{-8}$	
	550	22...49.8	$1,1 \cdot 10^{-8} \dots 8,1 \cdot 10^{-4}$	
	570	28.3	$2,8 \cdot 10^{-5}$	
Al8090 /15SiCp термообработка T6	300	35...50	$9 \cdot 10^{-7} \dots 1 \cdot 10^{-4}$	[93]
Al8090 /15SiCp	250	25...50	$1,2 \cdot 10^{-6} \dots 4 \cdot 10^{-5}$	
	300	15...50	$1,2 \cdot 10^{-6} \dots 4 \cdot 10^{-4}$	
	350	15...50	$2 \cdot 10^{-5} \dots 3 \cdot 10^{-2}$	
	400	15...25	$2 \cdot 10^{-4} \dots 4 \cdot 10^{-3}$	

увеличивается, соответственно время до разрушения уменьшается, но в итоге увеличение степени деформации составляет 1...2,7 %. Lin Z. и Mohamed F.A. [67] провели сравнение данных о ползучести композитного материала армированного 15 % частицами карбида кремния (Al2009 /15SiC) при температурах в диапазоне 345...405 °C с данными о ползучести материала матрицы. Показано, что армированный материал более устойчив к ползучести во всем диапазоне приложенных напряжений.

Анализ экспериментальных данных, проведенных для композитов на основе чистого алюминия [61, 62, 67], показал, что размер частиц упрочняющей фазы значительно влияет на сопротивление ползучести. На рис. 2 приведено сравнение зависимости минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений для композитов с 10 %-м объемным содержанием SiC и разным размером частиц



- Pandey A.B. и др.[67] размер частиц 1,7мкм
- ◇ Tjong S.C., Ma Z.Y.[62] размер частиц 3,5мкм
- Tjong S.C., Ma Z.Y. [62] размер частиц 10мкм
- Pandey A.B. и др.[61] размер частиц 14,5мкм
- △ Tjong S.C., Ma Z.Y.[62] размер частиц 20мкм
- × Pandey A.B. и др.[61] размер частиц 45,9мкм

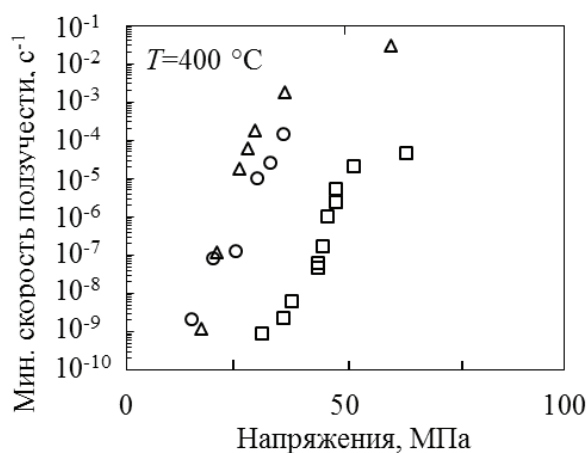
Рис. 2. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений для композитов с 10 %-м объемным содержанием SiC и разным размером частиц при 350 °C

Fig. 2. Dependence of the minimum creep strain rate on applied stresses for composites with 10 vol. % of SiC and different particle sizes (1.7, 3.5, 10, 14.5, 20 and 45.9 μm) at 350 °C

при 350 °C. Так, для композитных материалов с размером частиц более 10 мкм нет существенной разницы в поведении при ползучести. Однако с уменьшением размеров частиц армирующей фазы композит увеличивает способность к сопротивлению ползучести, т. е. скорость ползучести уменьшается. Исследование влияния морфологии частиц армирующей фазы, проведенное Chawla N. с соавторами [23], показало, что композиты с упрочнением частицами SiC менее устойчивы к ползучести, чем композиты, дискретно упрочненные короткими волокнами («усами») SiC.

Можно отметить, что по сравнению с количеством и характеристиками армирующей фазы большее влияние на поведение при ползучести оказывает химический состав матричного сплава. Это связано с тем, что частицы или «усы» SiC являются в общем случае малоэффективными барьерами для дислокационного движения. Поэтому механическая прочность композита при повышенных температурах в большей степени зависит от прочности алюминиевой матрицы. Pandey A.B. с соавторами [65] показали, насколько меняется деформационное поведение алюмоматричного композитного материала при ползучести при добавлении в матрицу из чистого алюминия 4 % Mg. Такое большое содержание магния существенно повышает сопротивление ползучести. На рис. 3 по материалам работ [65, 72, 79] построен график, позволяющий сравнить зависимости минимальной скорости деформации ползучести различных композитов, содержащих 10 % SiC, от прикладываемых напряжений при 400 °C. В работе [65] в качестве матрицы использовался сплав Al с 4 % Mg, в [72] – сплав Al 2124 (1.2–1.8 % Mg), в [79] – Al 6061 (0,8–1,2 % Mg). Как видно из графика, по мере уменьшения процентного содержания магния в матричном сплаве сопротивление ползучести уменьшается.

В ряде работ рассматривается влияние технологии получения композитного материала и деформационно-термической обработки, которые существенно влияют на деформационное поведение алюмоматричных композитов при ползучести. Так, композит (исследования Čadek J. и его соавторов [89, 90]) на основе Al8009, армированный частицами с размером 4.5 мкм SiC 15 % по объему, изготовленный по порошковой

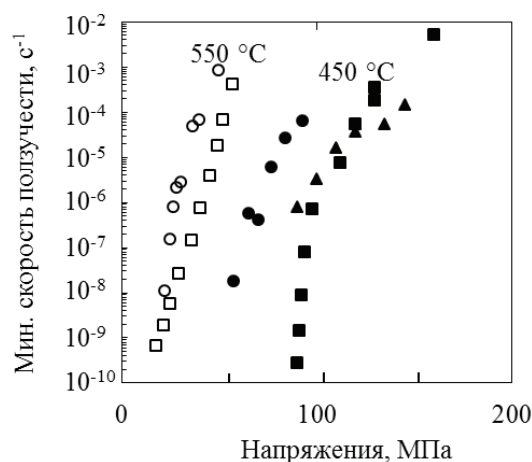


- Pandey A.B., и др.[65] Al-4Mg/10SiCp
- Li Y., Mohamed F.A.[72] Al2124/10SiCp
- △ Wakashima K., и др.[79] Al6061/10SiCp

Рис. 3. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений при 400 °C для композитов на основе алюминиевых сплавов с разным процентным содержанием магния

Fig. 3. Dependence of the minimum creep strain rate on applied stresses at 400 °C for composites based on aluminum alloys with different percentages of magnesium

технологии, после консолидации и выдавливания при 557 °C оказался значительно устойчивее к ползучести, чем изготовленный также по порошковой технологии, описанной в исследовании Ma Z.Y. и Tjong S.C. [92], Al8009 /15SiCp (размер частиц 3,5 мкм), но спрессованный при 450 °C и выдавленный с коэффициентом вытяжки 20 при 460 °C. Причем из рис. 4 видно, что разброс в значениях минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений уменьшается с увеличением температуры испытания. Сопротивление ползучести композита Al8009/15SiCp, исследованного Čadek J. с соавторами [89], находится на уровне композита Al8009/14,5SiCw, исследованного Zhu S.J. и его соавторами [88], который армирован «усами» размером 0,5 на 30 мкм и изготовлен по порошковой технологии посредством горячего прессования при 600 °C и последующего выдавливания с коэффициентом вытяжки 20 при 460 °C. Скорее всего, большая температура при выдавливании (557 °C против 460 °C) оказала большее влияние на равномерное распределение упрочняющих частиц и формирование мелкозе-



- Al8009/15SiCp (Ma Z.Y. & Tjong S.C. [92])
- Al8009/15SiCp (Čadek J., и др. [89, 90])
- Al8009/15SiCp (Čadek J., и др. [89, 90])
- Al8009/14,5SiCw (Zhu S.J., и др. [88])

Рис. 4. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести при температурах 450 и 550 °C от прикладываемых напряжений для композитных материалов на основе сплава Al8009, изготовленных по разным технологическим режимам

Fig. 4. Dependence of the minimum creep strain rate at temperatures of 450 °C and 550 °C on the applied stresses for composite materials based on Al8009 alloy manufactured according to different technological conditions

ренной структуры, что, в свою очередь, привело к повышению сопротивления ползучести.

Сопоставление результатов работ, приведенных в литературе, показывает, что разные режимы термообработки без сопутствующей деформации оказывают слабое влияние на ползучесть. На рис. 5 представлена зависимость минимальной скорости деформации ползучести при температуре 300 °C от прикладываемых напряжений для аналогичных композитов после различных вариантов термической обработки. Так, в работе Ma Z.Y. и Tjong S.C. [75] композиты, изготовленные по порошковой технологии Al2124/20SiCp (размер частиц SiC 3.5 мкм) и Al2124/20SiCw (длина «усов» 3–20 мкм), спрессованные при 550 °C и выдавленные с коэффициентом вытяжки 20 при 460 °C, были подвергнуты термообработке при 500 °C в течение одного часа и состарены при 170 °C в течение пяти часов. В работе Ryu H. и его соавторов [73] композиты, также изготовленные по порошковой технологии, Al2124/20SiCp (размер

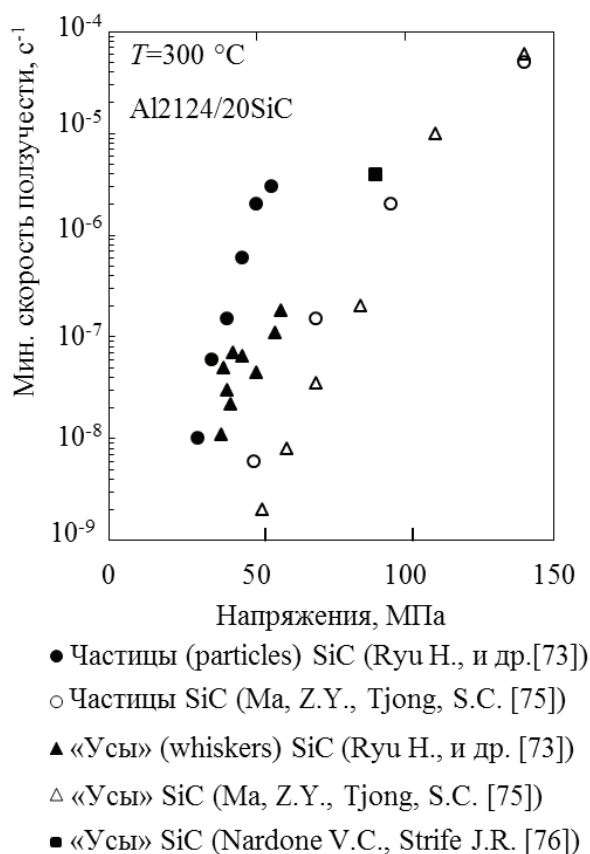


Рис. 5. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести при температуре 300 °C от прикладываемых напряжений для композитных материалов Al2124 / 20SiC, подвергнутых термообработке по разным режимам

Fig. 5. Dependence of the minimum creep strain rate at a temperature of 300 °C on the applied stresses for Al2124 / 20SiC composite materials subjected to heat treatment in different conditions

частиц SiC 8 мкм) и Al2124/20SiCw («усы» 1,5 на 50 мкм), спрессованные при 570 °C и выдавленные с коэффициентом вытяжки 10, 15 и 25 (для Al2124/20%SiCw) и 25 (для Al2124/20SiCp) при 500 °C, подвергнуты термообработке при 493 °C в течение трех часов и состарены при 195 °C в течение восьми часов. В результате сравнения видно, что последние проявляли менее устойчивое состояние при ползучести. Nardone V.C. и Strife J.R. в работе [76] провели исследования композита Al2124/20SiCw, подвергнутого термообработке (выдержка при 495 °C в течение двух часов с охлаждением в воде и естественное старение при комнатной температуре в течение семи дней), по результатам которой композит проявлял схожее деформационное поведение при ползучести (при 302 °C и 90 МПа минимальная скорость деформации ползучести

была равна $3,9 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$), что и композит, исследованный Ma Z.Y. и Tjong S.C. в работе [75]. В этом случае при схожем режиме термообработки имеется существенная разница в деформационном поведении, что, скорее всего, связано с наличием крупных частиц карбида кремния размером 8 мкм [73] по сравнению с 3,5 мкм [75] для композитов, упрочненных частицами, и 50 мкм [73] длины против 20 мкм [76] для композитов, упрочненных «усами». Последний пример сравнения показывает преобладающее влияние на параметры ползучести размера и морфологии частиц при минимальном влиянии режимов закалки и естественного старения.

Отдельно стоит рассмотреть вопрос формирования композитных заготовок с использованием процесса ползучести. В настоящее время существуют технологии для изготовления тонколистовых элементов конструкций из алюминиевых сплавов, основывающиеся на процессе ползучести – creep age forming (CAF). С точки зрения возможности технологического использования наибольший интерес вызывает кратковременная ползучесть, поскольку процесс протекает за приемлемое время. Можно отметить, что несмотря на высокий общий уровень научных результатов в области изучения деформируемости алюмоматричных композитов, исследованию их деформирования в режиме кратковременной ползучести в литературе уделяется крайне мало внимания [95, 96]. Однако известно, что в определенных условиях при кратковременной ползучести имеет место деформирование материалов до высоких степеней деформаций [97]. В некоторых исследованиях [30, 32, 82] композитных материалов на основе алюминиевых сплавов 2024 и 6061, дискретно армированных частицами карбида кремния, Wu M.Y., Sherby O.D., Daehn G.S. и González-Doncel G. связывают особенности деформационного поведения при ползучести отличием коэффициентов теплового расширения для матрицы и армирующей фазы. Было показано, что при крайне низких напряжениях (около 5...20 МПа) и при резких (в течение 90...200 с) температурных колебаниях в диапазоне от 100 до 450 °C возможно резкое ускорение деформации. Это доказывает, что проведение исследований, расширяющих представления о механизмах деформации ползучести в нестационарных условиях, важно для оценки и минимизации риска

разрушения. В то же время детальное изучение явления ползучести при низких напряжениях и резком изменении температурных условий весьма перспективно с точки зрения технологического формоизменения заготовок и изготовления готовых изделий.

В работах рассматриваемой тематики часто можно встретить установление значений порогового напряжения, причем как в условиях ползучести, так и в условиях сверхпластичности с высокой скоростью деформации при околосolidусных температурах. В работе [98] Li Y. и Langdon T.G. показали, что измеренные пороговые напряжения уменьшаются с увеличением температуры. Далее эта тенденция была интерпретирована с использованием уравнения Аррениуса, включающего энергию активации Q_0 . Отмечено, что для Q_0 значения составляют $\sim 20...30$ кДж/моль в условиях ползучести и до ~ 100 кДж/моль в экспериментах, связанных со сверхпластичностью с высокой скоростью деформации.

Несмотря на то что физическая сущность явлений сверхпластичности и ползучести разная, для полноты понимания деформационного поведения композита в широком диапазоне температур, прикладываемых напряжений и скоростей деформаций, с точки зрения авторов, возможно их сопоставление. На рис. 6 представлены результаты исследований деформационного поведения при одноосном растяжении алюмоматричного композита Al2124/20SiCp в условиях ползучести, проведенного Čadek J. с соавторами [74], и определения условий проявления состояния сверхпластичности, проведенного Kim W.-J. и Sherby O.D. [38]. Несмотря на различие при изготовлении композита Al2124/20SiCp, заключающееся в режиме предварительной деформационно-термической обработки, такое сравнение, на наш взгляд, корректно. Поскольку, как было отмечено ранее, с увеличением температуры испытания влияния режимов изготовления композита, таких как температура консолидации и деформационно-термическая обработка, на скорость деформации при одноосном растяжении может снижаться. В связи с этим данные по определению условий проявления состояния сверхпластичности вполне допустимо использовать при построении графика, представленного на рис. 6. Из графика видно, что при темпера-

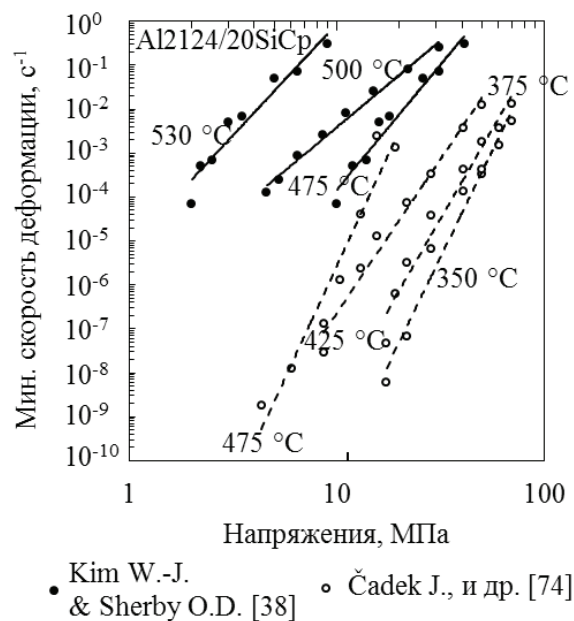


Рис. 6. Зависимость скорости деформации от прикладываемых напряжений композитного материала Al2124/20SiCp в логарифмических координатах

Fig. 6. Dependence of the strain rate on the applied stresses of the composite material Al2124 / 20SiCp at 350, 375, 425, 475, 500, 530 °C in logarithmic coordinates

туре 475 °C точки в диапазоне скоростей деформаций $10^{-3}...10^{-2}$, полученные Kim W.-J. и Sherby O.D. [38] и Čadek J. и др. [74], достаточно близко расположены. В общем такой график показывает, как температура и прикладываемые напряжения влияют на скорость деформации композита Al2124/20SiCp в диапазоне от 10^{-9} до 10^0 с $^{-1}$. Такая картина деформационного поведения может быть использована при выборе эффективных составов матрицы и упрочняющих частиц для их высокотемпературного деформирования на этапе изготовления, а также для эксплуатации при заданных условиях (температура, давление и т. д.).

Проведенный литературный обзор показывает, что наиболее полно исследовано лишь ограниченное число систем алюмоматричных композитов: Al2024/ 20SiCp, Al2124/ 10SiCp, Al2124/ 20SiCp, Al6061/ 10SiCp и Al6061/ 20SiCw. По мере расширения марок сплавов алюминия в качестве матрицы, технологий изготовления и обработки проявляются ранее не исследованные особенности деформационного поведения алюмоматричных композитных материалов. В связи с этим научный и практический интерес в этой области остается актуальным.

Заключение

В статье представлены результаты литературного обзора исследований деформационного поведения композиционных материалов на основе сплавов алюминия, дискретно упрочненных карбидом кремния, при ползучести, а также в условиях проявления состояния сверхпластичности.

Учитывая ограниченную пластичность алюмоматричных композитов, практический интерес вызывает поиск особых условий термомеханической обработки этих материалов, в которых они проявляют сверхпластическое поведение. Принимая во внимание, что для проявления сверхпластического течения необходима мелкозернистая структура, алюмоматричные композиционные материалы, в особенности полученные по порошковой технологии, обязательно подвергают предварительной горячей деформационной обработке. В ходе анализа литературных источников установлено, что дискретно-армированные алюмоматричные композиты проявляют признаки сверхпластической деформации в диапазоне температур 500...600 °C, как правило, при скоростях деформации более 10^{-2} с^{-1} . Поэтому начинать проводить поиск состояния сверхпластичности новых алюмоматричных композитных материалов следует в этом температурном диапазоне. В то же время проявление сверхпластичности ограничено узким температурно-скоростным режимом нагружения.

Анализ опубликованных научных работ показал, что наиболее широко представлены исследования на ползучесть дискретно армированных композиционных материалов, в которых в качестве матрицы использованы деформируемые алюминиевые сплавы, имеющие следующие системы легирования: Al-Mg-Cu (за рубежом – сплав Al2124), Al-Mg-Si (сплав Al6061), Al-Fe-V-Si (сплав Al8009). Композиты на основе высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg-Zn (7000 серия) изучены в незначительной степени. Кроме того, необходимо отметить, что внимание в основном уделено установившейся стадии, и практически отсутствуют данные о поведении материалов при кратковременной ползучести и при неуставившейся стадии ползучести.

Среди факторов, наиболее существенно влияющих на деформационное поведение алюмо-

матричных композитов при ползучести, можно назвать: технологию первичного получения композитного материала, вторичную деформационно-термическую обработку, химический состав матричного сплава, а также тип и размер упрочняющей фазы. Можно также отметить тенденцию к повышению сопротивляемости ползучести при уменьшении размеров упрочняющих частиц. Поэтому при выборе алюмоматричных композитов для эксплуатации стоит отдавать предпочтение материалам, армированным SiC с размерами частиц менее 5 мкм. В то же время по анализу результатов можно утверждать о преобладающем влиянии состава матричного сплава на ползучесть, в частности, при увеличении содержания магния сопротивление ползучести возрастает.

Согласно литературным данным в нестационарных условиях ползучести, например, при резких циклических температурных колебаниях в широком диапазоне и низких приложенных давлениях, возможно увеличение как скорости деформации, так и степени деформации. Показано, что для композитных материалов на основе сплавов алюминия Al6061 и Al2024 в таких условиях была достигнута деформация свыше 300 %. Поэтому следует, что в случае если детали из алюмоматричных композитов планируется использовать в условиях с резкими температурными колебаниями (например, от 100 до 450 °C) даже при небольших нагрузках (менее 10 МПа), обязательно должны быть их эксплуатационные возможности.

В результате проведенного анализа опубликованных работ, по нашему мнению, наибольшие возможности по управлению комплексом механических свойств алюмоматричных композитов заключаются в правильном выборе вторичной деформационно-термической обработки для конкретного материала. Например, использование температуры 557 °C при выдавливании композита Al8009/15SiCp оказывает положительное влияние на равномерное распределение упрочняющих частиц и формирование мелкозернистой структуры, что, в свою очередь, приводит к повышению сопротивления ползучести. Мелкозернистая структура матрицы также будет благотворно влиять и на протекание деформации в состоянии сверхпластичности.

Список литературы

1. Металломатричные композиционные материалы на основе Al-SiC / Е.Н. Каблов, Б.В. Щетанов, Д.В. Гращенко, А.А. Шавнев, А.Н. Няфкин // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 373–380.
2. Получение и анализ структуры дисперсно-упрочненных композиционных материалов системы Al-SiC с различным содержанием армирующей фазы / В.В. Березовский, А.А. Шавнев, С.Б. Ломов, Ю.А. Курганова // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 56. – С. 17–23. – DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23.
3. Шавнев А.А., Березовский В.В., Курганова Ю.А. Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC. Ч. 1 (обзор) // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 3 (15). – С. 3–10.
4. Шавнев А.А., Березовский В.В., Курганова Ю.А. Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC. Ч. 2 (обзор) // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 3 (15). – С. 11–17.
5. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Bykova T.M. The structure and properties of the 30al-70sic metal matrix composite material // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2015. – Iss. 6. – P. 6–18. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018.
6. Гришина О.И., Шавнев А.А., Серпова В.М. Особенности влияния структурных параметров на механические характеристики металлического композиционного материала на основе алюминиевых сплавов, упрочненных частицами карбида кремния (обзор) // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 56. – С. 24–27. – DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-24-27.
7. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) / Е.А. Стоякина, Е.И. Курбаткина, В.Н. Симонов, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // ТРУДЫ ВИАМ. – 2018. – № 2 (62). – С. 62–73. – DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.
8. Miracle D.B. Metal matrix composites – From science to technological significance // Composites Science and Technology. – 2005. – Vol. 65, iss. 15–16. – P. 2526–2540. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.
9. Kainer K.U. Basics of metal matrix composites. – 2006. – DOI: 10.1002/3527608117.ch1.
10. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, T.M. Bykova // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, no. 11. – P. 1188–1195. – DOI: 10.1134/S0031918X16110119.
11. Особенности термической обработки композиционных материалов с алюминиевой матрицей (обзор) / Е.И. Курбаткина, А.А. Шавнев, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // Труды ВИАМ. – 2017. – № 11 (59). – С. 82–97. – DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9.
12. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide / N.B. Pugacheva, I.Yu. Malygina, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, N.P. Antenorova // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2017. – Iss. 6. – P. 28–36. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.028-036.
13. Vani V.V., Chak S.K. The effect of process parameters in aluminum metal matrix composites with powder metallurgy // Manufacturing Review. – 2018. – Vol. 5, N 7. – DOI: 10.1051/mfreview/2018001.
14. Коновалов А.В., Смирнов С.В. Современное состояние и направления исследований металломатричных композитов системы Al/SiC (Обзор) // Конструкции из композиционных материалов. – 2015. – № 1. – С. 30–35.
15. Rheological behavior and the formation of the microstructure of a composite based on an Al-Zn-Mg-Cu alloy with a 10% SiC content / A.S. Smirnov, G.A. Belozero, A.V. Konovalov, V.P. Shveikin, O.Yu. Muizemnek // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1785, iss. 1. – P. 040068. – DOI: 10.1063/1.4967125.
16. Диаграмма предельной пластичности металломатричного композита В95/SiC с содержанием частиц SiC 10 об.% при околосolidusной температуре / Д.И. Вичужанин, С.В. Смирнов, А.В. Нестеренко, А.С. Игумнов // Письма о материалах. – 2018. – Т. 8, № 1. – С. 88–93. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93.
17. A fracture locus for a 50 volume-percent Al/SiC metal matrix composite at high temperature / S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, A.V. Nesterenko, N.B. Pugacheva, A.V. Konovalov // International Journal of Material Forming. – 2017. – Vol. 10, iss. 5. – P. 831–843. – DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6.
18. Xiong Z., Geng L., Yao C.K. Investigation of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminium composite // Composites Science and Technology. – 1990. – Vol. 39, iss. 2. – P. 117–125. – DOI: 10.1016/0266-3538(90)90050-F.
19. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature // Composites Science and Technology. – 1998. – Vol. 58, iss. 2. – P. 293–298. – DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.
20. Mechanical and fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminum alloy at high temperature /



D. Božić, M. Vilotijević, V. Rajković, Ž. Gnjidić // Materials Science Forum. – 2005. – Vol. 494. – P. 487–492. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.494.4871.

21. Study on hot deformation behavior and workability of squeeze-cast 20 vol%SiCw/6061Al composites using processing map / W. Xu, X. Jin, W. Xiong, X. Zeng, D. Shan // Materials Characterization. – 2018. – Vol. 135. – P. 154–166. – DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.026.

22. Nieh T.G., Lesuer D.R., Syn C.K. Tensile and fatigue properties of a 25 vol% SiC particulate reinforced 6090 Al composite at 300 °C // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 32, iss. 5. – P. 707–712. – DOI: 10.1016/0956-716X(95)91590-L.

23. Nieh T.G., Xia K., Langdon T.G. Mechanical properties of discontinuous SiC reinforced aluminum composites at elevated temperatures // Journal of Engineering Materials and Technology. – 1988. – Vol. 110, iss. 2. – P. 77–82.

24. The effect of matrix microstructure on the tensile and fatigue behavior of SiC particle-reinforced 2080 Al matrix composites / N. Chawla, U. Habel, Y.-L. Shen, C. Andres, J.W. Jones, J.E. Allison // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2000. – Vol. 31, iss. 2. – P. 531–540. – DOI: 10.1007/s11661-000-0288-7.

25. Исследование структуры и свойств металлургического композиционного материала системы Al–Zn–Mg–Cu/SiC / Е.И. Курбаткина, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов, А.А. Шавнев // Цветные металлы. – 2019. – № 1. – С. 40–45. – DOI: 10.17580/tsm.2019.01.06.

26. Kaibyshev R., Kazyhanov V., Bampton C.C. Superplastic deformation of the 2009-15% SiCw composite // Key Engineering Materials. – 1997. – Vol. 127, iss. 131. – P. 953–960. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.127-131.953.

27. Influence of temperature on segregation in 2009 Al-SiCw composite and its implication on high strain rate superplasticity / R.S. Mishra, A.K. Mukherjee, C. Echer, C.C. Bampton, T.R. Bieler // Scripta Materialia. – 1996. – Vol. 35, iss. 2. – P. 247–252. – DOI: 10.1016/1359-6462(96)00118-2.

28. Han B.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an AL2009-SiCw composite // Journal of Materials Science Letters. – 1997. – Vol. 16, iss. 10. – P. 827–829. – DOI: 10.1023/A:1018586610298.

29. Chan K.C., Tong G.Q. Deformation and cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al2009/20SiCw composite // Materials Letters. – 2000. – Vol. 44, iss. 1. – P. 39–44. – DOI: 10.1016/S0167-577X(99)00294-3.

30. Wu M.Y., Sherby O.D. Superplasticity in a silicon carbide whisker reinforced aluminum alloy // Scripta Metallurgica. – 1984. – Vol. 18, iss. 8. – P. 773–776. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90392-2.

31. Kim H.Y., Hong S.H. High temperature deformation behavior of 20 vol-percent SiCw 2024Al metal matrix composite // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 30, iss. 3. – P. 297–302. – DOI: 10.1016/0956-716X(94)90378-6.

32. González-Doncel G., Sherby O.D. Tensile ductility and fracture of superplastic Aluminum-SiC composites under thermal cycling conditions // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1996. – Vol. 27, iss. 9. – P. 2837–2842.

33. Wei Z., Zhang B., Wang Y. Microstructure and superplasticity in a stir – cast SiCp/2024 aluminium composite // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 30, iss. 11. – P. 1367–1372. – DOI: 10.1016/0956-716X(94)90229-1.

34. Bin Z.L., Jintao H., Yanwen W. Plastic working and superplasticity in aluminium-matrix composites reinforced with SiC particulates // Journal of Materials Processing Technology. – 1998. – Vol. 84, iss. 1–3. – P. 271–273. – DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00233-7.

35. Xiao B., Ma Z., Bi J. Investigation on superplasticity in SiCp/2024 cold rolling sheet after heat treatment // Journal of Materials Science and Technology. – 2003. – Vol. 19, iss. 4. – P. 382–384.

36. Nieh T.G., Henshall C.A., Wadsworth J. Superplasticity at high strain rates in a SiC whisker reinforced Al alloy // Scripta Metallurgica. – 1984. – Vol. 18, iss. 12. – P. 1405–1408. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90374-0.

37. Deformation behavior of powder-metallurgy processed high-strain-rate superplastic 20%SiCp/2124 Al composite in a wide range of temperature / W.-J. Kim, J.H. Yeon, D.H. Shin, S.H. Hong // Materials Science and Engineering: A. – 1999. – Vol. 269, iss. 1–2. – P. 142–151. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00157-4.

38. Kim W.-J., Sherby O.D. Particle weakening in superplastic SiC/2124 Al composites at high temperature // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48, iss. 8. – P. 1763–1774. – DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00006-9.

39. Zahid G.H., Todd R.I., Prangnell P.B. Deformation and microstructural development in a 2124Al/SiCpMMC during high strain rate superplasticity // Materials Science Forum. – 1999. – Vol. 304–306. – P. 233–240. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304–306.233.

40. Tong G.Q., Chan K.C. Deformation behavior of a PM Al6013/15SiCp composite sheet at elevated temperature // Materials Letters. – 1999. – Vol. 38, iss. 5. – P. 326–330. – DOI: 10.1016/S0167-577X(98)00183-9.

41. Ceschini L., Morri A., Orazi L. High strain rate superplasticity in aluminium matrix composites // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt. L: Journal of Materials: Design and Applications. – 2002. – Vol. 216, iss. 1. – P. 43–48. – DOI: 10.1177/146442070221600106.

42. Superplasticity in a SiCw-6061Al composite / H. Xiaoxu, L. Qing, C.K. Yao, Y. Mei // *Journal of Materials Science Letters*. – 1991. – Vol. 10, iss. 16. – P. 964–966. – DOI: 10.1007/BF00722147.
43. Chan K.C., Tong G.Q. The cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCw composite under uniaxial and equibiaxial tension // *Scripta Materialia*. – 1998. – Vol. 38, iss. 11. – P. 1705–1710. – DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00103-1.
44. Chan K.C., Tong G.Q. Strain rate sensitivity of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCw composite under uniaxial and equibiaxial tension // *Materials Letters*. – 2001. – Vol. 51, iss. 5. – P. 389–395. – DOI: 10.1016/S0167-577X(01)00326-3.
45. Li X.J., Tan M.J. A study of the strength of P/M 6061Al and composites during high strain rate superplastic deformation // *Journal of Materials Science*. – 2003. – Vol. 38, iss. 11. – P. 2505–2510. – DOI: 10.1023/A:1023973622567.
46. High strain rate superplasticity in powder metallurgy aluminium alloy 6061 + 20 vol.-%SiCp composite with relatively large particle size / W.J. Kim, Y.S. Lee, S.J. Moon, S.H. Hong // *Materials Science and Technology*. – 2000. – Vol. 16, iss. 6. – P. 675–680. – DOI: 10.1179/026708300101508261.
47. High-strain-rate superplastic flow in 6061 Al composite enhanced by liquid phase / W.J. Kim, S.H. Hong, H.G. Jeong, S.H. Min // *Journal of Materials Research*. – 2002. – Vol. 17, iss. 1. – P. 65–74. – DOI: 10.1557/JMR.2002.0012.
48. High strain rate superplasticity of a powder metallurgy SiC particulate reinforced 6061 Al composite (6061/SiC/17.5p) / T.G. Nieh, T. Imai, J. Wadsworth, S. Kojima // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – Vol. 31, iss. 12. – P. 1685–1690. – DOI: 10.1016/0956-716X(94)90464-2.
49. High temperature superplasticity and its deformation mechanism of AA6063/SiCp / S. Vijayananth, V. Jayaseelan, S.A.A. Daniel, N.M. Kumar // *Case Studies in Thermal Engineering*. – 2019. – Vol. 14. – P. 100479. – DOI: 10.1016/j.csite.2019.100479.
50. Grishaber R.B., Mishra R.S., Mukherjee A.K. Effect of testing environment on intergranular microsuperplasticity in an aluminum MMC // *Materials Science and Engineering: A*. – 1996. – Vol. 220, iss. 1–2. – P. 78–84. – DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10462-7.
51. Chan K.C., Han B.Q. High-strain-rate superplasticity of particulate reinforced aluminium matrix composites // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1998. – Vol. 40, iss. 2–3. – P. 305–311. – DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00056-8.
52. Higashi K., Nieh T.G., Wadsworth J. Effect of temperature on the mechanical properties of mechanically-alloyed materials at high strain rates // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1995. – Vol. 43, iss. 9. – P. 3275–3282. – DOI: 10.1016/0956-7151(95)00047-Y.
53. Tong G.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an Al–4.4Cu–1.5Mg/21SiCw composite sheet // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – Vol. 286, iss. 2. – P. 218–224. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00811-X.
54. Mabuchi M., Higashi K. On accommodation helper mechanism for superplasticity in metal matrix composites // *Acta Materialia*. – 1999. – Vol. 47, iss. 6. – P. 1915–1922. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00045-2.
55. McLean M. Creep deformation of metal-matrix composites // *Composites Science and Technology*. – 1985. – Vol. 23, iss. 1. – P. 37–52. – DOI: 10.1016/0266-3538(85)90010-7.
56. A study of the hot-working behavior of SiC–Al alloy composites and their matrix alloys by hot torsion testing / J.R. Pickens, T.J. Langan, R.O. England, M. Liebson // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1987. – Vol. 18, iss. 2. – P. 303–312. – DOI: 10.1007/BF02825711.
57. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature // *Composites Science and Technology*. – 1998. – Vol. 58, iss. 2. – P. 293–298. – DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.
58. Reinforcement and hot workability of aluminium alloy 7075 particulate composites: a review / Q.M. Azpen, B.T.H.T. Baharudin, S. Shamsuddin, F. Mustapha // *Journal of Engineering Science and Technology*. – 2018. – Vol. 13, iss. 4. – P. 1034–1057.
59. Pal S., Ray K.K., Mitra R. Room temperature mechanical properties and tensile creep behavior of powder metallurgy processed and hot rolled Al and Al–SiCp composites // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527, iss. 26. – P. 6831–6837. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.075.
60. Bhattacharyya J.J., Mitra R. Effect of hot rolling temperature and thermal cycling on creep and damage behavior of powder metallurgy processed Al–SiC particulate composite // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 557. – P. 92–105. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.073.
61. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Steady state creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium composites // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1992. – Vol. 40, iss. 8. – P. 2045–2052. – DOI: 10.1016/0956-7151(92)90190-P.
62. Tjong S.C., Ma Z.Y. High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes // *Composites Science and Technology*. – 1999. – Vol. 59, iss. 7. – P. 1117–1125. – DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00151-1.

63. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Creep fracture in Al-SiC metal-matrix composites // *Journal of Materials Science*. – 1993. – Vol. 28, iss. 11. – P. 2943–2949. – DOI: 10.1007/BF00354697.
64. High temperature creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium / J. Cadek, H. Oikawa, V. Sustek, M. Pahutova // *High Temperature Materials and Processes*. – 1994. – Vol. 13, iss. 4. – P. 327–338. – DOI: 10.1515/HTMP.1994.13.4.327.
65. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Effect of a solid solution on the steady-state creep behavior of an aluminum matrix composite // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1996. – Vol. 27. – P. 305–16. – DOI: 10.1007/BF02648408.
66. Deshmukh S.P., Mishra R.S., Kendig K.L. Creep behavior of extruded Al–6Mg–1Sc–1Zr–10 vol.% SiCp composite // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 410–411. – P. 53–57. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.096.
67. Lin Z., Mohamed F.A. Creep and microstructure in powder metallurgy 15 vol.% SiCp–2009 Al composite // *Journal of Materials Science*. – 2012. – Vol. 47, iss. 6. – P. 2975–2984. – DOI: 10.1007/s10853-011-6131-2.
68. Biner S.B. Creep deformation behavior of SiC particulate reinforced aluminum composite // 22nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings. – 1988. – Vol. 19. – Ch. 53. – DOI: 10.1002/9780470294482.ch53.
69. Creep properties of an Al-2024 composite reinforced with SiC particulates / S. Spigarelli, M. Cabibbo, E. Evangelista, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering: A*. – 2002. – Vol. 328, iss. 1–2. – P. 39–47. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01698-7.
70. Gonzalez-Doncel G., Sherby O.D. High temperature creep behavior of metal matrix aluminum–SiC composites // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1993. – Vol. 41, iss. 10. – P. 2797–2805. – DOI: 10.1016/0956-7151(93)90094-9.
71. Lin Z., Li Y., Mohamed F.A. Creep and substructure in 5 vol.% SiC-2124 Al composite // *Materials Science and Engineering A*. – 2002. – Vol. 332, iss. 1–2. – P. 330–342. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01760-9.
72. Li Y., Mohamed F.A. An investigation of creep behavior in an SiC–2124 Al composite // *Acta Materialia*. – 1997. – Vol. 45, iss. 11. – P. 4775–4785. – DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00130-4.
73. Analysis of creep behavior of SiC/Al metal matrix composites based on a generalized shear-lag model / H. Ryu, K. Chung, S. Cha, S. Hong // *Journal of Materials Research*. – 2004. – Vol. 19, iss. 12. – P. 3633–3640. – DOI: 10.1557/JMR.2004.0472.
74. Čadek J., Pahutová M., Šustek V. Creep behaviour of a 2124 Al alloy reinforced by 20 vol.% silicon carbide particulates // *Materials Science and Engineering: A*. – 1998. – Vol. 246, iss. 1–2. – P. 252–264. – DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00694-1.
75. Ma Z.Y., Tjong S.C. The high-temperature creep behaviour of 2124 aluminium alloys with and without particulate and SiC-whisker reinforcement // *Composites Science and Technology*. – 1999. – Vol. 59, iss. 5. – P. 737–747. – DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00113-4.
76. Nardone V.C., Strife J.R. Analysis of the creep behavior of silicon carbide whisker reinforced 2124 Al(T4) // *Metallurgical Transactions A*. – 1987. – Vol. 18, iss. 1. – P. 109–114. – DOI: 10.1007/BF02646227.
77. Krajewski P.E., Allison J.E., Jones J.W. The effect of SiC particle reinforcement on the creep behavior of 2080 aluminum // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1997. – Vol. 28, iss. 3. – P. 611–620. – DOI: 10.1007/s11661-997-0046-1.
78. Zong B.Y., Derby B. Creep behaviour of a SiC particulate reinforced Al-2618 metal matrix composite // *Acta Materialia*. – 1997. – Vol. 45, iss. 1. – P. 41–49. – DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00171-1.
79. Wakashima K., Moriyama T., Mori T. Steady-state creep of a particulate SiC/6061 Al composite // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48, iss. 4. – P. 891–901. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00386-9.
80. Fernández R., González-Doncel G. Threshold stress and load partitioning during creep of metal matrix composites // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56, iss. 11. – P. 2549–2562. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.01.037.
81. Nieh T.G. Creep rupture of a silicon carbide reinforced aluminum composite // *Metallurgical Transactions A*. – 1984. – Vol. 15, iss. 1. – P. 139–146. – DOI: 10.1007/BF02644396.
82. Daehn G.S., González-Doncel G. Deformation of whisker-reinforced metal-matrix composites under changing temperature conditions // *Metallurgical Transactions A*. – 1989. – Vol. 20, iss. 11. – P. 2355–2368. – DOI: 10.1007/BF02666670.
83. Park K.T., Lavernia E.J., Mohamed F.A. High temperature creep of silicon carbide particulate reinforced aluminum // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – Vol. 38, iss. 11. – P. 2149–2159. – DOI: 10.1016/0956-7151(90)90082-R.
84. Park K.T., Mohamed F.A. Creep strengthening in a discontinuous SiC-Al composite // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1995. – Vol. 26. – P. 3119–3129. – DOI: 10.1007/BF02669441.
85. Fernández R., González-Doncel G. Influence of processing route and reinforcement content on the creep fracture parameters of aluminium alloy metal matrix composites // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 478, iss. 1–2. – P. 133–138. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.11.062.
86. Khalifa T.A., Mahmoud T.S. Elevated temperature mechanical properties of Al alloy AA6063/SiCp MMCs //

Proceedings of the World Congress on Engineering 2009, London, U.K., 1–3 July 2009. – London, 2009. – Vol. 2. – P. 1557–1562. – ISBN: 978-988-18210-1-0.

87. *Li Y., Langdon T.G.* A comparison of the creep properties of an Al-6092 composite and the unreinforced matrix alloy // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 1998. – Vol. 29, iss. 10. – P. 2523–2531. – DOI: 10.1007/s11661-998-0224-9.

88. High temperature creep behavior of SiC whisker-reinforced AlFeVSi composite / S.J. Zhu, L.M. Peng, Z.Y. Ma, J. Bi, F.G. Wang, Z.G. Wang // *Materials Science and Engineering: A.* – 1996. – Vol. 215, iss. 1–2. – P. 120–124. – DOI: 10.1016/0921-5093(96)80015-3.

89. *Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J.* High temperature creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates // *Materials Science and Engineering: A.* – 2000. – Vol. 283, iss. 1–2. – P. 172–180. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00706-1.

90. *Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J.* Transition from athermal to thermally activated detachment of dislocations from small incoherent particles in creep of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates // *Materials Science and Engineering: A.* – 2001. – Vol. 297, iss. 1–2. – P. 176–184. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01258-2.

91. *Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J.* Creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si-15SiCp composite at temperatures ranging from 873 to 948 K // *Materials Science and Engineering: A.* – 2002. – Vol. 328, iss. 1–2. – P. 283–290. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01705-1.

92. *Ma Z.Y., Tjong S.C.* High-temperature creep behaviour of SiC particulate reinforced Al-Fe-V-si alloy composite // *Materials Science and Engineering: A.* – 2000. – Vol. 278, iss. 1–2. – P. 5–15. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00613-9.

93. *Liao J., Tan M.J., Sridhar I.* Creep behavior of spray-deposited AlLi/SiCp composite // *Materials Science and Engineering: A.* – 2010. – Vol. 527, iss. 18–19. – P. 4906–4913. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.04.040.

94. *Fernández R., González-Doncel G.* Load partitioning during creep of powder metallurgy metal matrix composites and Shear-Lag model predictions // *Materials Science and Engineering A.* – 2009. – Vol. 500, iss. 1–2. – P. 109–113. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.09.041.

95. *Чумаков Е.В.* Анализ процесса деформационного упрочнения на неустановившейся стадии ползучести // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.* – 2014. – № 3 (202). – С. 154–160.

96. *Яковлев С.С., Ларин С.Н., Леонова Е.В.* Теоретические основы изотермического деформирования анизотропных высокопрочных материалов в режиме кратковременной ползучести // *Известия Тульского государственного университета. Технические науки.* – 2014. – № 1. – С. 110–122.

97. Экспериментальное исследование кратковременной неустановившейся ползучести алюмоматричного композита в условиях одноосного сжатия / С.В. Смирнов, Д.И. Крючков, А.В. Нестеренко, И.М. Березин, Д.И. Вичужанин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика.* – 2018. – № 4. – С. 98–105. – DOI: 10.15593/pern.mech/2018.4.09.

98. *Li Y., Langdon T.G.* A unified interpretation of threshold stresses in the creep and high strain rate superplasticity of metal matrix composites // *Acta Materialia.* – 1999. – Vol. 47, iss. 12. – P. 3395–3403. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00219-0.

Конфликт интересов

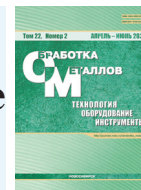
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



A Review of Experimental Studies of Creep Behavior and Superplasticity in a Discontinuous SiC Aluminum-Matrix Composites

Denis Kryuchkov ^{a, *}, Anton Nesterenko ^b

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8585-3544>,  kru4koff@bk.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-7010-6260>,  nav@imach.uran.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 May 2019

Revised: 13 March 2020

Accepted: 14 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Review

Aluminum Matrix Composite

Materials

High-temperature deformation

Creep

Superplasticity

Funding

This work was carried out as part of the fundamental scientific research program of the State Academies of Sciences for 2013-2020 on the theme No. 0391-2019-0005 "Development of scientific bases of designing of optimum production engineering plastic forming of metal materials with the secured level of a continuity and physicomechanical properties"

ABSTRACT

Introduction. Current trends in the development of composite materials based on aluminum alloys discretely hardened by SiC are aimed at structural applications, including at high temperatures. The manufacture of parts using metal forming processes allows to minimize the finishing of workpieces, in which there is a rapid wear of the cutting tool. However, it is necessary to increase the ductility of aluminium matrix composite materials by preliminary deformation-heat treatment. After such treatment, under certain thermomechanical conditions, the composites may exhibit signs of superplasticity. It is also important to be able to predict how external influences (high temperature and pressure) will affect the deformation behavior of composites during operation. Therefore, an integral part of the assessment of the deformation properties of composite materials intended for continuous service is creep testing. At the same time, a joint review of the results of uniaxial tensile tests under creep and superplasticity conditions broadens the picture of the deformation behavior of composite materials in a wide range of temperature-velocity effects. **Objective:** to conduct a comparative analysis of the results of published studies on the deformation behavior of aluminium matrix composite materials discretely reinforced with silicon carbide during the manifestation of superplasticity and under conditions of high temperature creep. The paper presents the results of published studies of composite materials with matrices based on the following grades of aluminum alloys: Al2009, Al2014, Al2024, Al2124, Al6013, Al6061, Al6063, Al6090, Al8009, Al8090, IN9021. The deformation of aluminium matrix composite materials in the state of superplasticity and under conditions of high temperature creep is considered. **Results and discussion.** A literature review shows that superplastic deformation mainly manifests itself at strain rates of more than 10–2 s⁻¹. Moreover, the maximum elongation reaches the limits of 200 to 450 %. The highest elongation of 685% is obtained at a rate of 5 • 10⁻⁴ s⁻¹ for Al2024 / 10SiCp material. In a number of works, it is found that in order to achieve superplastic deformation, the process temperature should be equal to or slightly higher than the temperature of partial melting of the matrix at the grain boundaries of the matrix and the boundaries of the matrix with reinforcing particles. Composite materials with matrices based on the following alloying systems are best studied: Al-Mg-Cu (Al2124), Al-Mg-Si (Al6061), Al-Fe-V-Si (Al8009). Among the factors that most significantly affect the deformation behavior of aluminium matrix composites during creep, it can be noted: the technology of primary production of a composite material, preliminary deformation-heat treatment, the chemical composition of the matrix alloy, and the type and size of the hardening phase. Studies are noted to study the effect of temperature fluctuations on deformation behavior during operation under unsteady creep conditions with a change in pressure. The data collected show that, under certain thermal cycling conditions and low applied pressures, composite materials tend to have high degrees of deformation, which can be promising for developing manufacturing techniques for workpieces and products.

For citation: Kryuchkov D.I., Nesterenko A.V. A review of experimental studies of creep behavior and superplasticity in a discontinuous SiC aluminum-matrix composites. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 130–157. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157. (In Russian).

References

1. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Grashchenkov D.V., Shavnev A.A., Nyafkin A.N. Metallomatrichnye kompozitsionnye materialy na osnove Al-SiC [Metallic composite materials on the base of Al-SiC]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2012, no. S, pp. 373–380.

* Corresponding author

Kryuchkov Denis I., Ph.D. (Engineering), Scientific associate,
 Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy
 of Science,
 34 Komsomolskaya str.,
 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: 8 (343) 374-50-51, e-mail: kru4koff@bk.ru

2. Berezovskii V.V., Shavnev A.A., Lomov S.B., Kurganova Yu.A. Poluchenie i analiz struktury dispersnouprochnennykh kompozitsionnykh materialov sistemy Al-SiC s razlichnym sodержaniem armiruyushchei fazy [Receiving and the analysis of structure of the disperse strengthened composite materials of Al-SiC system with the different maintenance of the reinforcing phase]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2014, no. S6, pp. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23.

3. Shavnev A.A., Berezovskii V.V., Kurganova Yu.A. Osobennosti primeneniya konstruktсионного metallichesкого kompozitsionного materiala na osnove alyuminievogo splava, armirovannogo chastitsami SiC. Ch. 1 (obzor) [Specificity of metal matrix composites based on aluminum alloy reinforced by SiC particles application. Pt. 1 (review)]. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika = Material Science and Technology News*, 2015, no. 3 (15), pp. 3–10.

4. Shavnev A.A., Berezovskii V.V., Kurganova Yu.A. Osobennosti primeneniya konstruktсионного metallichesкого kompozitsionного materiala na osnove alyuminievogo splava, armirovannogo chastitsami SiC. Ch. 1 (obzor) [Specificity of metal matrix composites based on aluminum alloy reinforced by SiC particles application. Pt. 2 (review)]. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika = Material Science and Technology News*, 2015, no. 3 (15), pp. 11–17.

5. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Bykova T.M. The structure and properties of the 30al-70sic metal matrix composite material. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2015, iss. 6, pp. 6–18. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018. (In Russian).

6. Grishina O.I., Shavnev A.A., Serpova V.M. Osobennosti vliyaniya strukturnykh parametrov na mekhanicheskie kharakteristiki metallichesкого kompozitsionного materiala na osnove alyuminievykh splavov, uprochnennykh chastitsami karbida kremniya (obzor) [Features of influence of structural parameters on mechanical properties of metallic composite material based on particle-reinforced aluminum alloys by silicon carbide]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2014, no. S6, pp. 24–27. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-24-27.

7. Stoyakina E.A., Kurbatkina E.I., Simonov V.N., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Mekhanicheskie svoistva alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, uprochnennykh chastitsami SiC, v zavisimosti ot matrichного splava (obzor) [Mechanical properties of aluminum-matrix composite materials reinforced with SiC particles, depending on the matrix alloy (review)]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2018, no. 2 (62), pp. 62–73. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.

8. Miracle D.B. Metal matrix composites – From science to technological significance. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, iss. 15–16, pp. 2526–2540. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.

9. Kainer K.U. *Basics of metal matrix composites*. 2006. DOI: 10.1002/3527608117.ch1.

10. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 11, pp. 1188–1195. DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

11. Kurbatkina E.I., Shavnev A.A., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Osobennosti termicheskoi obrabotki kompozitsionnykh materialov s alyuminievoi matritsei (obzor) [Features of heat treatment of composite materials with aluminum matrix (review)]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2017, no. 11 (59), pp. 82–97. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9.

12. Pugacheva N.B., Malygina I.Yu., Michurov N.S., Senaeva E.I., Antenorova N.P. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2017, iss. 6, pp. 28–36. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.028-036. (In Russian).

13. Vani V.V., Chak S.K. The effect of process parameters in Aluminum Metal Matrix Composites with Powder Metallurgy. *Manufacturing Review*, 2018, vol. 5, no. 7. DOI: 10.1051/mfreview/2018001.

14. Konovalov A.V., Smirnov S.V. Sovremennoe sostoianie i napravleniia issledovaniy metallomatrichnykh kompozitov sistemy Al/SiC (Obzor) [Modern state and direction of researches of Al/SiC metal matrix composites (Review)]. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov = Composite materials constructions*, 2015, no. 1 (137), pp. 30–35.

15. Smirnov A.S., Belozеров G.A., Konovalov A.V., Shveikin V.P., Muizemnek O.Yu. Rheological behavior and the formation of the microstructure of a composite based on an Al-Zn-Mg-Cu alloy with a 10% SiC content. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, iss. 1, p. 040068. DOI: 10.1063/1.4967125.

16. Vichuzhanin D.I., Smirnov S.V., Nesterenko A.V., Igumnov A.S. Diagramma predel'noi plastichnosti metallomatrichnого kompozita V95/SiC s sodержaniem chastits SiC 10 ob.% pri okolosolidusnoi temperature [A

fracture locus for a 10 volume-percent B95/SiC metal matrix composite at the near-solidus temperature]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2018, vol. 8, iss. 1, pp. 88–93. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93.

17. Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Nesterenko A.V., Pugacheva N.B., Konovalov A.V. A fracture locus for a 50 volume-percent Al/SiC metal matrix composite at high temperature. *International Journal of Material Forming*, 2017, vol. 10, iss. 5, pp. 831–843. DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6.

18. Xiong Z., Geng L., Yao C.K. Investigation of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminium composite. *Composites Science and Technology*, 1990, vol. 39, iss. 2, pp. 117–125. DOI: 10.1016/0266-3538(90)90050-F.

19. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature. *Composites Science and Technology*, 1998, vol. 58, iss. 2, pp. 293–298. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.

20. Božić D., Vilotijević M., Rajković V., Gnjidić Ž. Mechanical and fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminum alloy at high temperature. *Materials Science Forum*, 2005, vol. 494, pp. 487–492. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.494.487.

21. Xu W., Jin X., Xiong W., Zeng X., Shan D. Study on hot deformation behavior and workability of squeeze-cast 20 vol%SiCw/6061Al composites using processing map. *Materials Characterization*, 2018, vol. 135, pp. 154–166. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.026.

22. Nieh T.G., Lesuer D.R., Syn C.K. Tensile and fatigue properties of a 25 vol% SiC particulate reinforced 6090 Al composite at 300 °C. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 32, iss. 5, pp. 707–712. DOI: 10.1016/0956-716X(95)91590-L.

23. Nieh T.G., Xia K., Langdon T.G. Mechanical properties of discontinuous SiC reinforced aluminum composites at elevated temperatures. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1988, vol. 110, iss. 2, pp. 77–82.

24. Chawla N., Habel U., Shen Y.-L., Andres C., Jones J.W., Allison J.E. The effect of matrix microstructure on the tensile and fatigue behavior of SiC particle-reinforced 2080 Al matrix composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, vol. 31, iss. 2, pp. 531–540. DOI: 10.1007/s11661-000-0288-7.

25. Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V., Gololobov A.V., Shavnev A.A. Issledovanie struktury i svoystv metallichesкого kompozitsionnogo materiala sistemy Al–Zn–Mg–Cu/SiC [Study on the structure and properties of Al–Zn–Mg–Cu/SiC composite]. *Tsvetnye Metally*, 2019, no. 1, pp. 40–45. DOI: 10.17580/tsm.2019.01.06.

26. Kaibychiev R., Kazyhanov V., Bampton C.C. Superplastic deformation of the 2009-15% SiCw composite. *Key Engineering Materials*, 1997, vol. 127, iss. 131, pp. 953–960. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.127-131.953.

27. Mishra R.S., Mukherjee A.K., Echer C., Bampton C.C., Bieler T.R. Influence of temperature on segregation in 2009 Al-SiCw composite and its implication on high strain rate superplasticity. *Scripta Materialia*, 1996, vol. 35, iss. 2, pp. 247–252. DOI: 10.1016/1359-6462(96)00118-2.

28. Han B.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an AL2009-SiCw composite. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, vol. 16, iss. 10, pp. 827–829. DOI: 10.1023/A:1018586610298.

29. Chan K.C., Tong G.Q. Deformation and cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al2009/20SiCw composite. *Materials Letters*, 2000, vol. 44, iss. 1, pp. 39–44. DOI: 10.1016/S0167-577X(99)00294-3.

30. Wu M.Y., Sherby O.D. Superplasticity in a silicon carbide whisker reinforced aluminum alloy. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, iss. 8, pp. 773–776. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90392-2.

31. Kim H.Y., Hong S.H. High temperature deformation behavior of 20 vol-percent SiCw 2024Al metal matrix composite. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 30, iss. 3, pp. 297–302. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90378-6.

32. González-Doncel G., Sherby O.D. Tensile ductility and fracture of superplastic Aluminum-SiC composites under thermal cycling conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, iss. 9, pp. 2837–2842.

33. Wei Z., Zhang B., Wang Y. Microstructure and superplasticity in a stir – cast SiCp/2024 aluminium composite. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 30, iss. 11, pp. 1367–1372. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90229-1.

34. Bin Z.L., Jintao H., Yanwen W. Plastic working and superplasticity in aluminium-matrix composites reinforced with SiC particulates. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, vol. 84, iss. 1–3, pp. 271–273. DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00233-7.

35. Xiao B., Ma Z., Bi J. Investigation on superplasticity in SiCp/2024 cold rolling sheet after heat treatment. *Journal of Materials Science and Technology*, 2003, vol. 19, iss. 4, pp. 382–384.

36. Nieh T.G., Henshall C.A., Wadsworth J. Superplasticity at high strain rates in a SiC whisker reinforced Al alloy. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, iss. 12, pp. 1405–1408. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90374-0.

37. Kim W.-J., Yeon J.H., Shin D.H., Hong S.H. Deformation behavior of powder-metallurgy processed high-strain-rate superplastic 20%SiCp/2124 Al composite in a wide range of temperature. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, vol. 269, iss. 1–2, pp. 142–151. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00157-4.
38. Kim W.-J., Sherby O.D. Particle weakening in superplastic SiC/2124 Al composites at high temperature. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 8, pp. 1763–1774. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00006-9.
39. Zahid G.H., Todd R.I., Prangnell P.B. Deformation and microstructural development in a 2124Al/SiCpMMC during high strain rate superplasticity. *Materials Science Forum*, 1999, vol. 304–306, pp. 233–240. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.233.
40. Tong G.Q., Chan K.C. Deformation behavior of a PM Al6013/15SiCP composite sheet at elevated temperature. *Materials Letters*, 1999, vol. 38, iss. 5, pp. 326–330. DOI: 10.1016/S0167-577X(98)00183-9.
41. Ceschini L., Morri A., Orazi L. High strain rate superplasticity in aluminium matrix composites. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt. L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2002, vol. 216, iss. 1, pp. 43–48. DOI: 10.1177/146442070221600106.
42. Xiaoxu H., Qing L., Yao C.K., Mei Y. Superplasticity in a SiCw-6061Al composite. *Journal of Materials Science Letters*, 1991, vol. 10, iss. 16, pp. 964–966. DOI: 10.1007/BF00722147.
43. Chan K.C., Tong G.Q. The cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCw composite under uniaxial and equibiaxial tension. *Scripta Materialia*, 1998, vol. 38, iss. 11, pp. 1705–1710. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00103-1.
44. Chan K.C., Tong G.Q. Strain rate sensitivity of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCW composite under uniaxial and equibiaxial tension. *Materials Letters*, 2001, vol. 51, iss. 5, pp. 389–395. DOI: 10.1016/S0167-577X(01)00326-3.
45. Li X.J., Tan M.J. A study of the strength of P/M 6061Al and composites during high strain rate superplastic deformation. *Journal of Materials Science*, 2003, vol. 38, iss. 11, pp. 2505–2510. DOI: 10.1023/A:1023973622567.
46. Kim W.J., Lee Y.S., Moon S.J., Hong S.H. High strain rate superplasticity in powder metallurgy aluminium alloy 6061 + 20 vol.-%SiCp composite with relatively large particle size. *Materials Science and Technology*, 2000, vol. 16, iss. 6, pp. 675–680. DOI: 10.1179/026708300101508261.
47. Kim W.J., Hong S.H., Jeong H.G., Min S.H. High-strain-rate superplastic flow in 6061 Al composite enhanced by liquid phase. *Journal of Materials Research*, 2002, vol. 17, iss. 1, pp. 65–74. DOI: 10.1557/JMR.2002.0012.
48. Nieh T.G., Imai T., Wadsworth J., Kojima S. High strain rate superplasticity of a powder metallurgy SiC particulate reinforced 6061 Al composite (6061/SiC/17.5p). *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 31, iss. 12, pp. 1685–1690. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90464-2.
49. Vijayananth S., Jayaseelan V., Daniel S.A.A., Kumar N.M. High temperature superplasticity and its deformation mechanism of AA6063/SiCp. *Case Studies in Thermal Engineering*, 2019, vol. 14, p. 100479. DOI: 10.1016/j.csite.2019.100479.
50. Grishaber R.B., Mishra R.S., Mukherjee A.K. Effect of testing environment on intergranular microsuperplasticity in an aluminum MMC. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 220, iss. 1–2, pp. 78–84. DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10462-7.
51. Chan K.C., Han B.Q. High-strain-rate superplasticity of particulate reinforced aluminium matrix composites. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1998, vol. 40, iss. 2–3, pp. 305–311. DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00056-8.
52. Higashi K., Nieh T.G., Wadsworth J. Effect of temperature on the mechanical properties of mechanically-alloyed materials at high strain rates. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 43, iss. 9, pp. 3275–3282. DOI: 10.1016/0956-7151(95)00047-Y.
53. Tong G.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an Al–4.4Cu–1.5Mg/21SiCW composite sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 286, iss. 2, pp. 218–224. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00811-X.
54. Mabuchi M., Higashi K. On accommodation helper mechanism for superplasticity in metal matrix composites. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, iss. 6, pp. 1915–1922. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00045-2.
55. McLean M. Creep deformation of metal-matrix composites. *Composites Science and Technology*, 1985, vol. 23, iss. 1, pp. 37–52. DOI: 10.1016/0266-3538(85)90010-7.
56. Pickens J.R., Langan T.J., England R.O., Liebson M. A study of the hot-working behavior of SiC–Al alloy composites and their matrix alloys by hot torsion testing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1987, vol. 18, iss. 2, pp. 303–312. DOI: 10.1007/BF02825711.

57. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature. *Composites Science and Technology*, 1998, vol. 58, iss. 2, pp. 293–298. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.
58. Azpen Q.M., Baharudin B.T.H.T., Shamsuddin S., Mustapha F. Reinforcement and hot workability of aluminium alloy 7075 particulate composites: a review. *Journal of Engineering Science and Technology*, 2018, vol. 13, iss. 4, pp. 1034–1057.
59. Pal S., Ray K.K., Mitra R. Room temperature mechanical properties and tensile creep behavior of powder metallurgy processed and hot rolled Al and Al–SiCp composites. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, iss. 26, pp. 6831–6837. DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.075.
60. Bhattacharyya J.J., Mitra R. Effect of hot rolling temperature and thermal cycling on creep and damage behavior of powder metallurgy processed Al–SiC particulate composite. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 557, pp. 92–105. DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.073.
61. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Steady state creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 40, iss. 8, pp. 2045–2052. DOI: 10.1016/0956-7151(92)90190-P.
62. Tjong S.C., Ma Z.Y. High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes. *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, iss. 7, pp. 1117–1125. DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00151-1.
63. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Creep fracture in Al–SiC metal-matrix composites. *Journal of Materials Science*, 1993, vol. 28, iss. 11, pp. 2943–2949. DOI: 10.1007/BF00354697.
64. Cadek J., Oikawa H., Sustek V., Pahutova M. High temperature creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium. *High Temperature Materials and Processes*, 1994, vol. 13, iss. 4, pp. 327–338. DOI: 10.1515/HTMP.1994.13.4.327.
65. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Effect of a solid solution on the steady-state creep behavior of an aluminum matrix composite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27A, pp. 305–16. DOI: 10.1007/BF02648408.
66. Deshmukh S.P., Mishra R.S., Kendig K.L. Creep behavior of extruded Al–6Mg–1Sc–1Zr–10 vol.% SiCp composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 410–411, pp. 53–57. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.096.
67. Lin Z., Mohamed F.A. Creep and microstructure in powder metallurgy 15 vol.% SiCp–2009 Al composite. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, iss. 6, pp. 2975–2984. DOI: 10.1007/s10853-011-6131-2.
68. Biner S.B. Creep Deformation Behavior of SiC Particulate Reinforced Aluminum Composite. *22nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 1988, vol. 19, ch. 53. DOI: 10.1002/9780470294482.ch53.
69. Spigarelli S., Cabibbo M., Evangelista E., Langdon T.G. Creep properties of an Al–2024 composite reinforced with SiC particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 328, iss. 1–2, pp. 39–47. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01698-7.
70. Gonzalez-Doncel G., Sherby O.D. High temperature creep behavior of metal matrix aluminum–SiC composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, vol. 41, iss. 10, pp. 2797–2805. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90094-9.
71. Lin Z., Li Y., Mohamed F.A. Creep and substructure in 5 vol.% SiC–2124 Al composite. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 332, iss. 1–2, pp. 330–342. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01760-9.
72. Li Y., Mohamed F.A. An investigation of creep behavior in an SiC–2124 Al composite. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, iss. 11, pp. 4775–4785. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00130-4.
73. Ryu H., Chung K., Cha S., Hong S. Analysis of creep behavior of SiC/Al metal matrix composites based on a generalized shear-lag model. *Journal of Materials Research*, 2004, vol. 19, iss. 12, pp. 3633–3640. DOI: 10.1557/JMR.2004.0472.
74. Čadek J., Pahutová M., Šustek V. Creep behaviour of a 2124 Al alloy reinforced by 20 vol.% silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, vol. 246, iss. 1–2, pp. 252–264. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00694-1.
75. Ma Z.Y., Tjong S.C. The high-temperature creep behaviour of 2124 aluminium alloys with and without particulate and SiC-whisker reinforcement. *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, iss. 5, pp. 737–747. DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00113-4.
76. Nardone V.C., Strife J.R. Analysis of the creep behavior of silicon carbide whisker reinforced 2124 Al(T4). *Metallurgical Transactions A*, 1987, vol. 18, iss. 1, pp. 109–114. DOI: 10.1007/BF02646227.

77. Krajewski P.E., Allison J.E., Jones J.W. The effect of SiC particle reinforcement on the creep behavior of 2080 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1997, vol. 28, iss. 3, pp. 611–620. DOI: 10.1007/s11661-997-0046-1.
78. Zong B.Y., Derby B. Creep behaviour of a SiC particulate reinforced Al-2618 metal matrix composite. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, iss. 1, pp. 41–49. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00171-1.
79. Wakashima K., Moriyama T., Mori T. Steady-state creep of a particulate SiC/6061 Al composite. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 4, pp. 891–901. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00386-9.
80. Fernández R., González-Doncel G. Threshold stress and load partitioning during creep of metal matrix composites. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, iss. 11, pp. 2549–2562. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.01.037.
81. Nieh T.G. Creep rupture of a silicon carbide reinforced aluminum composite. *Metallurgical Transactions A*, 1984, vol. 15, iss. 1, pp. 139–146. DOI: 10.1007/BF02644396.
82. Daehn G.S., González-Doncel G. Deformation of whisker-reinforced metal-matrix composites under changing temperature conditions. *Metallurgical Transactions A*, 1989, vol. 20, iss. 11, pp. 2355–2368. DOI: 10.1007/BF02666670.
83. Park K.T., Lavernia E.J., Mohamed F.A. High temperature creep of silicon carbide particulate reinforced aluminum. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, vol. 38, iss. 11, pp. 2149–2159. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90082-R.
84. Park K.T., Mohamed F.A. Creep strengthening in a discontinuous SiC-Al composite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, vol. 26, pp. 3119–3129. DOI: 10.1007/BF02669441.
85. Fernández R., González-Doncel G. Influence of processing route and reinforcement content on the creep fracture parameters of aluminium alloy metal matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 478, iss. 1–2, pp. 133–138. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.11.062.
86. Khalifa T.A., Mahmoud T.S. Elevated temperature mechanical properties of Al alloy AA6063/SiCp MMCs. *Proceedings of the World Congress on Engineering* 2009, London, U.K., 1–3 July 2009, vol. 2, pp. 1557–1562. ISBN: 978-988-18210-1-0.
87. Li Y., Langdon T.G. A comparison of the creep properties of an Al-6092 composite and the unreinforced matrix alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29, iss. 10, pp. 2523–2531. DOI: 10.1007/s11661-998-0224-9.
88. Zhu S.J., Peng L.M., Ma Z.Y., Bi J., Wang F.G., Wang Z.G. High temperature creep behavior of SiC whisker-reinforced AlFeVSi composite. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 215, iss. 1–2, pp. 120–124. DOI: 10.1016/0921-5093(96)80015-3.
89. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J. High temperature creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 283, iss. 1–2, pp. 172–180. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00706-1.
90. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J. Transition from athermal to thermally activated detachment of dislocations from small incoherent particles in creep of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 297, iss. 1–2, pp. 176–184. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01258-2.
91. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J. Creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si-15SiCp composite at temperatures ranging from 873 to 948 K. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 328, iss. 1–2, pp. 283–290. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01705-1.
92. Ma Z.Y., Tjong S.C. High-temperature creep behaviour of SiC particulate reinforced Al-Fe-V-si alloy composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 278, iss. 1–2, pp. 5–15. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00613-9.
93. Liao J., Tan M.J., Sridhar I. Creep behavior of spray-deposited AlLi/SiCp composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, iss. 18–19, pp. 4906–4913. DOI: 10.1016/j.msea.2010.04.040.
94. Fernández R., González-Doncel G. Load partitioning during creep of powder metallurgy metal matrix composites and Shear-Lag model predictions. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 500, iss. 1–2, pp. 109–113. DOI: 10.1016/j.msea.2008.09.041.
95. Chumakov E.V. Analiz protsessa deformatsionnogo uprochneniya na neustanovivsheisya stadii polzuchesti [Analyzing the process of strain hardening at the transient creep stage]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta = St. Petersburg Polytechnic University Journal of Engineering Science and Technology*, 2014, no. 3 (202), pp. 154–160.

96. Yakovlev S.S., Larin S.N., Leonova E.V. Teoreticheskie osnovy izotermicheskogo deformirovaniya anizotropnykh vysokoprochnykh materialov v rezhime kratkovremennoi polzuchesti [Theoretical bases of isothermal deformation of anisotropic high strength materials in short-term creep]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta* = *Izvestiya Tula State University*, 2014, no. 1, pp. 110–122.

97. Smirnov S.V., Kryuchkov D.I., Nesterenko A.V., Berezin I.M., Vichuzhanin D.I. Eksperimental'noe issledovanie kratkovremennoi neustanovivsheysya polzuchesti alyumomatrichnogo kompozita v usloviyakh odnoosnogo szhatiya [Experimental study of short-term transient creep of the Al/SiC metal-matrix composite under uniaxial compression]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika = PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, no. 4, pp. 98–105. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09.

98. Li Y., Langdon T.G. A unified interpretation of threshold stresses in the creep and high strain rate superplasticity of metal matrix composites. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, iss. 12, pp. 3395–3403. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00219-0.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

Оформление статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» должно соответствовать по стилю и содержанию требованиям журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules. Статьи, не соответствующие этим требованиям, отклоняются и не рассматриваются редакционным советом. Кроме того, текст работы должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

Общие комментарии

Пишите доходчивым и простым языком – абстрактные формулировки и излишне длинные фразы трудны как для чтения, так и для понимания.

Статья не должна быть слишком длинной, даже если журнал не указывает максимального объема статьи. Пишите лаконично и грамотно.

Избегайте:

- неряшливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;

- длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD (Introduction, Methods, Results And Discussion)**:

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

ЗАГЛАВИЕ

Название должно отражать основную идею выполненного исследования и быть по возможности кратким.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны имя и фамилия автора (ов). Ниже – полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов обязательно указываются его уникальный идентификационный код *ORCID (Open Researcher and Contributor ID)* и электронная почта (*e-mail*). Если отсутствует *ORCID*, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

Указывается индекс универсальной десятичной классификации (УДК). Для англоязычной части статьи УДК указывать не надо.

Ключевые слова

Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний) должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

АННОТАЦИЯ (РЕФЕРАТ)

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов. **Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!** Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ

Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.

АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ

Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ СТАТЬИ

ВВЕДЕНИЕ

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подход, данные или анализ). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию обозначенной проблемы. Не следует пренебрегать книгами и статьями, которые были написаны, например, раньше, чем пять лет назад. В конце раздела «Введение» формулируются цели работы и описывается стратегия для их достижения.

МЕТОДЫ / МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по ГОСТу.

При проведении испытаний приводится следующая информация.

1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда.

2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и прочее; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации, перечисленные выше, актуальны также и для теоретической, и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно, для того чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе, без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без выявления причинно-следственных связей не украшают работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел, для того чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов, а также для упорядочения и интерпретации результатов. Цель данного раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, и обозначить перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие **DOI** публикации. Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, моно-

графии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 15–17 %. Если работа была издана и на русском и на английском (или других) языках, то в **Списке литературы** и в **References** лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе **BSI** (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

ВЫРАЖЕНИЕ ПРИЗНАТЕЛЬНОСТИ

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

(структура, содержание и объем авторского резюме (аннотации) к научным статьям в журнале; фрагменты из работы **О. В. Кирилловой «Редакционная подготовка научных журналов для включения в зарубежные индексы цитирования: методические рекомендации. – Москва, 2012»**, кандидата технических наук, заведующей отделением ВИНТИ РАН, члена Консультативного совета по формированию контента (Content Selection and Advisory Board – CSAB) SciVerse Scopus, Elsevier)

Авторское резюме должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Результаты работы описывают предельно точно и информативно. Приводятся основные теоретические и экспериментальные результаты, фактические данные, обнаруженные взаимосвязи и закономерности. При этом отдается предпочтение новым результатам и данным долгосрочного значения, важным открытиям, выводам, которые опровергают существующие теории, а также данным, которые, по мнению автора, имеют практическое значение. Выводы могут сопровождаться рекомендациями, оценками, предложениями, гипотезами, описанными в статье.

Сведения, содержащиеся в заглавии статьи, не должны повторяться в тексте авторского резюме. Следует избегать лишних вводных фраз (например, «автор статьи рассматривает...»). Исторические справки, если они не составляют основное содержание документа, описание ранее опубликованных работ и общеизвестные положения, в авторском резюме не приводятся.

В тексте авторского резюме следует употреблять синтаксические конструкции, свойственные языку научных и технических документов, и избегать сложных грамматических конструкций. В тексте авторского резюме следует применять значимые слова из текста статьи. Текст авторского резюме должен быть лаконичен и четок, свободен от второстепенной информации, лишних вводных слов, общих и незначащих формулировок. Текст должен быть связным, разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

Объем текста авторского резюме определяется содержанием публикации (объемом сведений, их научной ценностью и/или практическим значением), но не менее 100–250 слов (для русскоязычных публикаций – предпочтительнее больший объем).

Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из девяти последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом

разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на базе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменчивости внешнего окружения.

Это же авторское резюме на английском языке

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to "interactive strategic management" which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

Purpose: Because of the large and continuous energetic requirements of brain function, neurometabolic dysfunction is a key pathophysiologic aspect of the epileptic brain. Additionally, neurometabolic dysfunction has many self-propagating features that are typical of epileptogenic processes, that is, where each occurrence makes the likelihood of further mitochondrial and energetic injury more probable. Thus abnormal neurometabolism may be not only a chronic accompaniment of the epileptic brain, but also a direct contributor to epileptogenesis.

Methods: We examine the evidence for neurometabolic dysfunction in epilepsy, integrating human studies of metabolic imaging, electrophysiology, microdialysis, as well as intracranial EEG and neuropathology.

Results: As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via ^1H or ^{31}P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ^{13}C -glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by ^{31}P MR, as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

Discussion: Given the important contribution that metabolic performance makes toward excitability in brain, it is not surprising that numerous aspects of mitochondrial and energetic state link significantly with electrophysiologic and microdialysis measures in human epilepsy. This may be of particular relevance with the self-propagating nature of mitochondrial injury, but may also help define the conditions for which interventions may be developed. © 2008 International League Against Epilepsy.

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

Авторское резюме (реферат, abstract) является кратким резюме большей по объему работы, имеющей научный характер, которое публикуется в отрыве от основного текста и, следовательно, само по себе должно быть понятным без ссылки на саму публикацию. Оно должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Авторское резюме выполняет функцию справочного инструмента (для библиотеки, реферативной службы), позволяющего читателю понять, следует ли ему читать или не читать полный текст.

Авторское резюме включает следующее.

1. Цель работы в сжатой форме. Предыстория (история вопроса) может быть приведена только в том случае, если она связана контекстом с целью.

2. Кратко излагая основные факты работы, помните следующие моменты:

- следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;
- не включать несущественные детали;
- вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение, а также имейте в виду, что вы пишете для международной аудитории;
- текст должен быть связным, с использованием слов «следовательно», «более того», «например», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example», «the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого;
- необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);
- стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

Примеры, как не надо писать реферат, приведены на сайте издательства (<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=3&>).

На сайте издательства также приведены примеры рефератов для различных типов статей (обзоры, научные статьи, концептуальные статьи, практические статьи):

<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=2&PHPSESSID=hdac5rtkb73ae013ofk4g8nrv1>.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Уважаемые Авторы, внимательно ознакомьтесь с правилами оформления статьи на сайте журнала!

ШАБЛОН ДЛЯ ОФОРМЛЕНИЯ РУКОПИСИ

Синим цветом обозначены пояснения относительно того, что именно и как должно быть написано в данном разделе / подразделе.

После внесения соответствующих правок в разделы статьи необходимо удалить **синие подсказки**. В шаблон следует поместить все материалы и данные, которые, по вашему мнению, должны быть напечатаны в журнале (в том числе рисунки и таблицы). Заполненный шаблон статьи следует сохранить на компьютере и загрузить на сайт журнала.

Структурные особенности плазменных покрытий $B_4C-Ni-P$

(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Елена Корниенко^{1, a, *}, Виктор Кузьмин^{2, b}, Александр Сивков^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kormienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71 *(Указывается индекс универсальной десятичной классификации)*

История статьи:

Поступила: 1 июня 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Рецензирование: *(Дата указывается редакцией)*

Принята к печати: *(Дата указывается редакцией)*

Доступно онлайн: *(Дата указывается редакцией)*

Ключевые слова:

Плазменное напыление,

Карбид бора,

$B_4C-Ni-P$,

Покрытие.

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

АННОТАЦИЯ

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **200...250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Для цитирования: Корниенко Е.Е., Кузьмин В.И., Сивков А.А. Структурные особенности плазменных покрытий $B_4C-Ni-P$ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 3 (76). – С. 30–50. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50.

(Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале.

Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

*Адрес для переписки

Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

Основная часть статьи

1. Введение

До двух страниц краткий обзор литературы по проблеме исследования, указаны нерешенные ранее вопросы, сформулирована и обоснована **цель и задачи** исследований.

2. Методика исследований

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

3. Результаты и их обсуждение

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации по набору текста

Текст набирается в русифицированном редакторе Microsoft Word. Формат оригиналов – А4. Старайтесь использовать только следующие шрифты: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв. Размер шрифта основного текста – 14 пт, параметры страницы – все поля 2 см. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал полуторный. Абзацный отступ – 1,25 см. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст статьи.

Не используйте более одного пробела – применяйте абзацные отступы и табуляцию.

Не заканчивайте строку нажатием клавиши «Enter» – используйте ее только для начала нового абзаца.

Реализуйте возможности, предоставляемые текстовым редактором: автоматическое создание сносок, автоматический перенос или автоматический запрет переносов, создание списков, автоматический отступ и т.п.

Не набирайте кириллицу сходными по начертанию латинскими буквами, и наоборот.

Буква «ё» везде заменяется на «е», кроме фамилий и особых случаев.

Недопустимо тире «—» заменять дефисом «-».

В тексте и формулах (в том числе в индексах) латинские буквы набираются курсивом, а греческие и русские – прямым шрифтом.

Десятичные цифры в русскоязычных текстах набираются через запятую (0,5), а в англоязычных – через точку (0.25 вместо 0,25).

Рекомендации по набору формул

Формулы, структурные химические формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи.

Знаки *, ', $\pm$, одиночные буквы греческого алфавита, одиночные наклонные или полужирные буквы, одиночные переменные или обозначения, у которых есть только верхний или только нижний индекс, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы (например, $a^2 + b^2 = c^2$, H_2SO_4) должны набираться в текстовом режиме **без использования редактора формул**.

Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Microsoft Equation). Набор формул из составных элементов, где часть формулы – таблица, часть – текст, часть – внедренная рамка, не допускается.

Для формул, набранных в редакторе формул, должны использоваться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения. Их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!

Рекомендации по набору таблиц

Таблицы располагаются в тексте рукописи.

Таблицы нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. После номера должно следовать ее **название (на русском и на английском языке!)**.

Все графы в таблицах должны иметь заголовки и разделяться вертикальными линиями. В головке таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и их единицы измерения. Например: t , °C; V , об.%; HV, МПа и т.п.

Сокращения слов в таблицах не допускаются.

Создавайте таблицы, используя возможности MS Word (Таблица – Добавить таблицу) или MS Excel. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не могут быть использованы.

Т а б л и ц а
Table

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия
The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т.п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние, Na^+ -форма, ОН-группа, но группа ОН.

Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/ м^3 (17.5 mol/ м^3); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 м/с², 20 °C, 50 %, 10 ‰), кроме угловых градусов (90°).

Точка после размерностей не ставится (с – секунда, г – грамм, сут – сутки, град – градус). В сложных размерностях обязательно указывается знак умножения (·): Н·м/с или кг/(с·м·Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль⁻¹·К⁻¹ или J·mol⁻¹·K⁻¹, так и скобок: J/(mol·K) или J·(mol·K)⁻¹, если это облегчает их прочтение.

Главное условие – соблюдение единообразия одинаковых размерностей по статье.

При перечислении, а также в числовых интервалах размерность приводится лишь для последнего числа (10, 15 и 45 мин; от 18 до 20 мм; 30–40 Дж/моль), за исключением угловых градусов: 5°–10°, а не 5–10°.

Размерности переменных пишутся через запятую (E , Дж/моль или E , J/mol), а подлогарифмических величин – в квадратных скобках, без запятой: $\ln t$ [мин].

Точки и пробелы

Точка не ставится после названия статьи, списка авторов, списка организаций, заголовков и подзаголовков, названий таблиц и подрисуночных подписей.

Точка после сокращений не ставится в подстрочных индексах ($T_{\text{пл}}$ – температура плавления).

Ссылки на рисунки и таблицы набираются с пробелами (рис. 5, табл. 2).

Кавычки и скобки не отделяются пробелами от заключенных в них слов: (при 300 К), (а).

Между знаком номера или параграфа и числом должен быть пробел (№ 1; § 5.5).

Числа с буквами в обозначениях набирают без пробелов (IVd; 1.3.14a; рис. 1,a).

В географических координатах широты отделяются пробелами: 56,5 °С или 56,5 °N; 85,0 °В или 85,0 °Е.

В географических названиях после точки ставится пробел: р. Енисей, г. Новосибирск.

Требования к иллюстрациям

Иллюстрации и подписи к ним располагаются в тексте рукописи.

Иллюстрации нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. В тексте должны быть ссылки на все рисунки.

Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (**на русском и на английском языке!**).

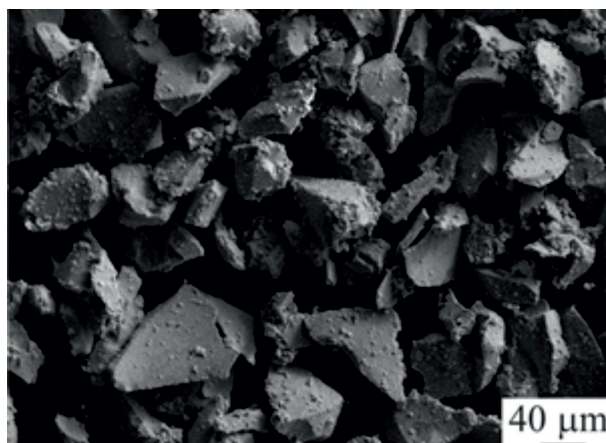


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка $B_4C-Ni-P$

Fig. 1. The particles of $B_4C-Ni-P$ powder

Общие технические требования:

иллюстрации должны иметь размеры, соответствующие их информативности: 8–8,5 см (на одну колонку) либо 17–17,5 см (на две колонки);

надписи и обозначения на иллюстрациях могут меняться между русской и английской версиями при переводе, поэтому для фотографий желательно предоставить второй вариант без текста и всех обозначений, для остальных иллюстраций – располагать надписи на иллюстрации так, чтобы они не соприкасались ни с какими ее частями;

на фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны размерные метки;

для надписей и обозначений используйте стандартные TrueType шрифты;

просьба не добавлять на задний план иллюстраций серый (цветной) фон или сетки;

графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi;
- толщина линий должна быть не меньше 0,5 pt;

- векторные иллюстрации не должны содержать точечных закрасок, таких как «Noise» «Black&white noise» «Top noise»;

- для векторной графики все использованные шрифты должны быть включены в файл.

Штриховые иллюстрации и полутоновые иллюстрации:

- должны иметь разрешение не ниже 300 dpi;

комбинированные полутоновые/штриховые иллюстрации:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi.

4. Выводы

Выводы по результатам работы, описанным в данной статье, должны быть лаконичным.

Список литературы

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области.

Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации.

Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников.

Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте.

Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий.

Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности.

Ссылки на неопубликованные работы недопустимы.

Самоцитирование не должно превышать 15–17 %.

Если работа была издана и на русском, и на английском языке (или других), то в Списке литературы и в References лучше давать ссылку на переводную работу.

В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5-2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>).

Финансирование

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Конфликт интересов

Указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем авторы статьи считают его значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Англоязычный блок статьи

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Elena Kornienko^{1, a, *}, Viktor Kuz'min^{2, b}, Alexander Sivkov^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указывается его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.)

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 1 June 2017 (Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)

Revised: (Дата указывается редакцией)

Accepted: (Дата указывается редакцией)

Available online: (Дата указывается редакцией)

Keywords:

Plasma spraying

Boron carbide

B₄C-Ni-P

Coating

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

ABSTRACT

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **не менее 250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

For citation: Kornienko E.E., Kuz'min V.I., Sivkov A.A. Structure Features of B₄C-Ni-P Plasma Coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

Funding (Финансирование)

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest».)

Acknowledgements (Выражение признательности)

(Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Сведения для РИНЦ

Раздел МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹Корниенко Елена Евгеньевна, ²Кузьмин Виктор Иванович, ³Сивков Александр Анатольевич

¹Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

²Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³Томский политехнический университет,
проспект Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

Корниенко Е.Е. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Кузьмин В.И. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Сивков А.А. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru

Структурные особенности плазменных покрытий В₄С-Ni-P

Аннотация

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

УДК 621.793.71

Ключевые слова:

плазменное напыление, карбид бора, В₄С-Ni-P, покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В₄С / Н. Zhu, Y. Niu, C. Lin, L. Huang, H. Ji, X. Zheng // Coating Journal of Thermal Spray Technology. – 2012. – Vol. 21. – Iss. 6. – P. 1216-1223. – doi: 10.1007/s11666-012-9815-5.

(Список литературы оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка». Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50%) долей зарубежных источников.)

Финансирование статьи:

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности ТПУ среди ведущих мировых исследовательских центров.

Дата поступления: 01.06.2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Раздел MATERIAL SCIENCE

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹ Kornienko Elena E., ² Kuz'min Viktor I., ³ Sivkov Alexander A.

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

Kornienko E.E. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Kuz'min V.I. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Sivkov A.A. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**). Аннотация должна включать в себя следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Keywords:

Plasma spraying, Boron carbide, B₄C-Ni-P, Coating

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



В 2017 году журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» вошел в индекс цитирования *Emerging Sources Citation Index (ESCI)* базы *Web of Science*. Журналы, представленные в индексе цитирования *ESCI*, отвечают большинству базовых критериев *Core Collection* и расцениваются компанией *Clarivate Analytics* как наиболее влиятельные и востребованные издания, имеющие большую вероятность высокого научного интереса.



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г.
Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X
Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

РАСПРОСТРАНЕНИЕ

Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка авторам статей, по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 60 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 40 %.

Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

- электронно-библиотечная система издательства «ЛАНЬ»;
- национальный цифровой ресурс «РУКОНТ».

График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier (DOI)*. Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов *CrossRef*.

Журнал индексируется в зарубежных базах данных и агрегаторах:

- Emerging Sources Citation Index (ESCI) Web of Science Core Collection;
- EBSCO (core) в базе «Applied Science & Technology Source Ultimate»;
- Ulrich's Periodicals Directory;
- ICI Journals Master List
- WorldCat;
- The European Library;
- AcademicKeys;
- Research Bible.

Журнал представлен:

- сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov;
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНТИ;



МЕРОПРИЯТИЯ

С 2014 г. научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ИТЕ Сибирь» в рамках Международной выставки оборудования для металлообработки и сварки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

Тематика работы конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении
- Технологическое оборудование, оснастка и инструменты
- Материаловедение в машиностроении
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении



Официальный сайт конференции:



<http://machine-building.conf.nstu.ru/>