

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Том 21, Номер 2**

**АПРЕЛЬ – ИЮНЬ 2019**

# **ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ**

**ТЕХНОЛОГИЯ  
ОБОРУДОВАНИЕ  
ИНСТРУМЕНТЫ**

[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

**НОВОСИБИРСК**



# ПРИГЛАШАЕМ ВАС ПРИНЯТЬ УЧАСТИЕ

## В X МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «ИННОВАЦИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ» 26 – 29 ноября 2019 г. в КузГТУ (г. Кемерово)

Конференция «Инновации в машиностроении» посвящена обсуждению актуальных проблем машиностроительной отрасли – стратегической отрасли, без которой невозможна стабильная, устойчивая, динамично развивающаяся экономика.

В силу известных объективных факторов в ряде отраслей, в том числе тяжелом, энергетическом и транспортном машиностроении ряда регионов, наблюдается технологическая отсталость, не применяются современные методы и технологии обработки, сборки и контроля деталей машин, низок уровень производительности труда и организации производства.

Восполнить информационный пробел, повысить уровень компетенций инженерного корпуса предприятий, молодых исследователей, магистрантов, аспирантов и докторантов может проведение научно-практической конференции «Инновации в машиностроении» (Ин-Маш-2019) с привлечением ведущих российских и зарубежных ученых.

Целью проведения конференции является создание условий для обмена результатами фундаментальных и прикладных научных исследований в данной предметной области ученых и специалистов ведущих российских и зарубежных вузов, научно-исследовательских институтов, предприятий, установление новых связей между научными сообществами на международном уровне, установление новых форм сотрудничества. Проведение конференции позволит систематизировать накопленные знания в области машиностроения и фундаментальных наук в целом. В рамках конференции будут рассматриваться следующие вопросы.

- Инновационные технологические процессы изготовления деталей, сборки машин и заготовительного производства
- Технологическое оборудование и цифровизация машиностроительных производств
- Горное машиностроение
- Нанотехнологии и материаловедение в машиностроении
- Упрочняющие технологии и функциональные покрытия
- Организация машиностроительного производства и подготовка кадров
- Инновационный менеджмент в современных условиях
- Industry 4.0: ключевые факторы развития машиностроения
- Процессы абразивной обработки, абразивные инструменты и материалы

К участию в конференции приглашаются студенты, аспиранты, преподаватели, ученые, сотрудники вузов, НИИ и промышленных предприятий. Планируется участие в конференции ученых из Алжира, Армении, Болгарии, Вьетнама, Польши, Германии, Республики Беларусь, Украины, Казахстана, Латвии и других стран.

### *Программа конференции предусматривает:*

- Пленарные выступления российских и зарубежных ученых
- Семинары и параллельную работу тематических секций

### *Важные даты:*

- 10 июня 2019 г. Прием докладов (пленарных, секционных, стендовых, на e-mail: [ispcime@mail.ru](mailto:ispcime@mail.ru)).
- 10 июля 2019 г. Уведомление о принятии докладов.
- 31 октября 2019 г. Заявка на очное участие в конференции.

*Рабочие языки конференции – русский и английский.*

*Информация по конференции, сроки предоставления материалов, правила их оформления, финансовые условия и порядок платежей будут опубликованы на сайте <http://science.kuzstu.ru/event/event-reports/conference/inmash>.*

*Принятые доклады будут опубликованы в сборнике научных трудов конференции, размещаемом в базе РИНЦ. Лучшие доклады будут рекомендованы к опубликованию в журналах, входящих в Перечень ВАК и осуществляющих информационную поддержку конференции.*

### **ПОЧЕТНЫЙ КОМИТЕТ**

**ВОДЕНИЧАРОВ Стефан Борисов** – д-р техн. наук., проф., академик Болгарской академии наук, г. София, Болгария

**КОНТОРОВИЧ Алексей Эмильевич** – д-р геол.-минерал. наук, академик РАН, научный руководитель ФИЦ УУХ СО РАН, г. Кемерово, Россия

**МИРОШНИК Александр Иванович** – генеральный директор АО ХК «СДС-Маш», г. Новоалтайск, Россия

**ПОПОВА Любомира Симеонова** – д-р, профессор Великотырновского университета имени святых Кирилла и Мефодия, г. Велико Тырново, Болгария

**ПРИХОДЬКО Вячеслав Михайлович** – д-р техн. наук, проф., член-корреспондент РАН, Председатель Ассоциации технологов-машиностроителей России, г. Москва

**СУСЛОВ Анатолий Григорьевич** – д-р техн. наук, проф., Почетный председатель Президиума Ассоциации технологов-машиностроителей, г. Брянск, Россия

**ФОМИН Василий Михайлович** – д-р техн. наук, проф., академик РАН, заместитель председателя Сибирского отделения РАН, г. Новосибирск, Россия

**ЧИЖИК Сергей Антонович** – д-р техн. наук, проф., академик НАН Республики Беларусь, первый заместитель Председателя Президиума НАН Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь.

### *Сопредседатели программного комитета:*

**КРЕЧЕТОВ Андрей Александрович** – канд. техн. наук, доцент, ректор КузГТУ, г. Кемерово;

**БАТАЕВ Анатолий Андреевич** – д-р техн. наук, проф., ректор НГТУ, г. Новосибирск;

**МАРКОВ Андрей Михайлович** – д-р техн. наук, проф., ректор АлтГТУ, г. Барнаул;

**ФЕДОНИН Олег Николаевич** – д-р техн. наук, проф., ректор БГТУ, г. Брянск.

### *Председатель оргкомитета:*

**БЛЮМЕНШТЕЙН Валерий Юрьевич** – д-р техн. наук, проф., КузГТУ, г. Кемерово, Россия

### *Контакты оргкомитета*

ОСТАНИН Олег Александрович: [ispcime@mail.ru](mailto:ispcime@mail.ru);

[ooa.tma@kuzstu.ru](mailto:ooa.tma@kuzstu.ru)

БОРОДИН Дмитрий Андреевич: Телефон: 8(3842)39-63-14

### *Адрес оргкомитета:*

600000 г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, НИУ КузГТУ

# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

## ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 21 № 2 2019 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

*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:* **Анисименко Г.Е.**, директор производственно-технической фирмы «Сигма-инструмент», г. Новосибирск, **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 РАЕ, 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, с.н.с., ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимянов 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 НПТ 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 ВИНИТИ. 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallor)

E-mail: [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru); [metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto:metal_working@corp.nstu.ru)

Цена свободная

16+

## СОДЕРЖАНИЕ

### ТЕХНОЛОГИЯ

<b>Зубков Н.Н.</b> Однопроходное формирование резьб на пластичных металлах деформирующим резанием.....	6
<b>Реченко Д.С.</b> Исследование процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне.....	18
<b>Бернс В.А., Жуков Е.П., Лакиза П.А., Лысенко Е.А.</b> Исследования достоверности диагностирования трещин по искажениям портретов вынужденных колебаний.....	26
<b>Иванов А.Н., Белобородов В.А., Красновейкин В.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.</b> Применение способа подвода ультразвукового воздействия и оценка его эффективности при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов.....	40
<b>Шлыков Е.С., Абляз Т.Р.</b> Повышение эффективности технологии электроэрозионной обработки сложнопрофильных элементов изделий.....	53

### ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

<b>Скиба В.Ю.</b> Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков.....	62
---	----

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

<b>Воронцов А.В., Осипович К.С., Чумаевский А.В., Утяганова В.Р., Малюк А.П., Ступаков А.Н., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е.</b> Структура и механические свойства металла шва стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки.....	84
<b>Скорынина П.А., Макаров А.В., Меньшаков А.И., Осинцева А.Л.</b> Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали.....	97
<b>Махалов М.С., Блюменштейн В.Ю.</b> Механика процесса ППД. Остаточные напряжения в упрочняемом упругопластическом теле.....	110
<b>Ковалевская Ж.Г., Шаркеев Ю.П., Химич М.А., Ерошенко А.Ю., Уваркин П.В.</b> Структура сплава Ti–40Nb, сформированного высокоэнергетическими методами.....	124
<b>Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Рубцов В.Е.</b> Распределение температуры по оси стального образца при скольжении с токосъёмом по стальному контртелу.....	136
<b>Клочков Н.С., Егоров Ю.П., Утьев О.М., Барелла С.</b> Структура и свойства термически обработанной литой в металлическую форму бронзы БРС10010Н5.....	145

### МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи .....	154
Подготовка аннотации .....	158
Правила для авторов .....	161

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 10.06.2019. Выход в свет 14.06.2019. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
 Усл. печ.л. 21,0. Уч.-изд. л. 39,06. Изд. № 112. Заказ 952. Тираж 300 экз.

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

# BRABOTKA OMETALLOV

## METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Volume 21 No.2 2019** 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

✉ E-mail: [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru); [metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto: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 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:*

**Gennadiy E. Anisimenko**, Director,  
Scientific and Production company “Sigma-instrument”, *Novosibirsk*;

**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), Senior Researcher,  
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

<b>Zubkov N.N.</b> Single Pass Formation of Threads on Ductile Metals by Deformational Cutting.....	6
<b>Rechenko D.S.</b> The Study of the Process of Difficult-to-Machine Materials Cutting at the Micro-Level.....	18
<b>Berns V.A., Zhukov E.P., Lakiza P.A., Lysenko E.A.</b> Studies on the Reliability of Crack Diagnosis by the Forced Oscillations Portraits Distortions.....	26
<b>Ivanov A.N., Beloborodov V.A., Krasnoveikin V.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A.</b> Application for the Way of Ultrasonic Assistance Input and Estimation of its Efficiency for Friction Stir Welding of Aluminum Alloys.....	40
<b>Shlykov E.S., Ablyaz T.R.</b> Improving the Efficiency of EDM Processing of Complex Elements of Products.....	53

### EQUIPMENT. INSTRUMENTS

<b>Skeeba V.Yu.</b> Hybrid Process Equipment: Improving the Efficiency of the Integrated Metalworking Machines Initial Designing.....	62
---	----

### MATERIAL SCIENCE

<b>Vorontsov A.V., Osipovich K.S., Chumaevskii A.V., Utyaganova V.R., Malyuk A.P., Stupakov A.N., Kolubaev E.A., Rubtsov V.E.</b> Structure and Mechanical Properties of Weld Metal Formed by Hybrid Laser-Arc Welding of 13Mn6 Steel.....	84
<b>Skorynina P.A., Makarov A.V., Men'shakov A.I., Osintseva A.L.</b> Effect of Low-Temperature Carburization in Electron Beam Plasma on the Hardening and Surface Roughness of the Metastable Austenitic Steel.....	97
<b>Mahalov M.S., Blumenstein V.Yu.</b> Surface Plastic Deformation Mechanics. The Residual Stresses in the Hardened Elastic-Plastic Body.....	110
<b>Kovalevskaya Zh.G., Sharkeev Yu.P., Khimich M.A., Eroshenko A.Yu., Uvarkin P.V.</b> Structure of Ti-40Nb Alloy Formed with High-Energy Methods.....	124
<b>Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Rubtsov V.E.</b> Distribution of Temperature along Axis of the Steel Sample at Sliding under Electric Current against Steel Counterbody.....	136
<b>Klochkov N.S., Egorov U.P., Utiev O.M., Barella S.</b> The Structure and Properties of the Alloy Cu-10Pb-10Sn-5Ni after Heat Treatment.....	145

### EDITORIAL MATERIALS

Guidelines for Writing a Scientific Paper .....	154
Abstract requirements .....	158
Rules for authors .....	161



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Однопроходное формирование резьб на пластичных металлах деформирующим резанием

Николай Зубков <sup>а, \*</sup>

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1, г. Москва, 105005, Россия

<sup>а</sup> <http://orcid.org/0000-0003-3757-1299>, [zoubkovn@bmsu.ru](mailto:zoubkovn@bmsu.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.992.32

#### История статьи:

Поступила: 15 марта 2019  
 Рецензирование: 08 апреля 2019  
 Принята к печати: 17 апреля 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Резьба  
 Резьбонарезание  
 Резьбовой резец  
 Резьбовой профиль  
 Деформирующее резание

#### Финансирование

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки России (Грант № 9.5617.2017 / ВУ).

#### Благодарности

Автор выражает благодарность Е.А. Логинову за помощь в проведении экспериментов и А.И. Овчинникову за обсуждение полученных результатов.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Изготовление резьб в крупносерийном производстве основано на безотходных методах пластического деформирования. Для средне- и мелкосерийного производства получили распространение методы резьбонарезания метчиками, плашками, гребенками, резьбовыми фрезами, резцами. Для всех известных методов резьбонарезания проблемой является получение резьб на материалах с большой пластичностью, особенно на тонкостенных трубах. Универсальным методом получения резьб различного диаметра и шага является их нарезание резцом на токарных станках. Существенный недостаток этого метода заключен в многопроходности резьбообразования, что существенно снижает производительность. Существует относительно новый метод деформирующего резания (ДР), основу которого составляет как процесс резания, так и целенаправленного деформирования подрезанного слоя. В статье модификация метода ДР рассматривается как альтернатива традиционному нарезанию резьб резцом, основанном на удалении материала впадины резьбы в виде стружки. **Цель работы:** апробация метода деформирующего резания как средства получения резьб на пластичных металлах за один проход инструмента с минимальным количеством удаляемого материала. Задачи работы: теоретический анализ процесса перераспределения материала в процессе ДР, выявление основных закономерностей и особенностей резьбообразования, анализ получаемых резьб. **В работе исследовано** нарезание резьб на медных трубах методом ДР с направлением подачи инструмента на деформирующую кромку. Методы исследования, анализ геометрических параметров получаемых резьб, металлографические исследования, в том числе измерение распределения твердости по резьбовому профилю. **Результаты и обсуждение.** Для ДР используется специальный инструмент, обеспечивающий процесс резания главной режущей кромкой и исключаящий процесс резания на вспомогательной кромке, являющейся деформирующей. При ДР слой, подрезаемый режущей кромкой, выдавливается на обрабатываемую поверхность в виде гребня, который принимает окончательную форму резьбового профиля на следующем обороте заготовки. **Выводы.** Теоретически обоснован и экспериментально подтвержден выбор технологических параметров обработки для получения резьбового профиля заданных геометрических характеристик. Предложенный метод получения резьб занимает промежуточное положение между методами, основанными на процессе резания (удаление материала заготовки) и процессе пластического деформирования. Основное отличие от обычного резьбонарезания резцом состоит в том, что в процессе ДР присутствует пластическое перераспределение материала из объема впадины в объем гребня. Основным отличием от накатывания резьбы является то, что в процессе ДР образуются новые поверхности, характерные процессам резания. Проведенные исследования показали, что в структуре материала резьбового профиля имеются зоны, присущие как процессам обработки давлением, так и обычному резанию. Большое значение переднего угла инструмента на режущей кромке, улучшенные условия течения металла по передней поверхности существенно снижают силовые нагрузки на обрабатываемую заготовку. В отличие от нарезания канавок резьбовым резцом предлагаемый процесс позволяет образовывать полный треугольный профиль за один проход инструмента. В практическом плане метод может быть использован при однопроходном нарезании резьб резцом на пластичных металлах.

**Для цитирования:** Зубков Н.Н. Однопроходное формирование резьб на пластичных металлах деформирующим резанием // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 6–17. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-6-17.

#### \*Адрес для переписки

Зубков Николай Николаевич, д.т.н., профессор,  
 Московский государственный технический университет  
 им. Н.Э. Баумана  
 ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1,  
 105005, г. Москва, Россия  
 Тел. раб.: +7-499-263-6486,  
 Тел. моб.: +7-916-607-7948, e-mail: [zoubkovn@bmsu.ru](mailto:zoubkovn@bmsu.ru)

## Введение

Технологические методы формирования на-  
 ружных резьбовых профилей основаны как на  
 процессе пластического деформирования, так и  
 на обработке резанием с удалением стружки [1].

Накатка резьбонакатными плашками и резьбовыми роликами имеет высокую производительность, не имеет отходов и широко используется в массовом и крупносерийном производстве [2]. Однако инструмент для накатывания наружных резьб узко специализирован и предназначен для получения резьбы только одного шага. Использование резьбонакатных роликов и плашек требует сложных приспособлений, имеющих высокую стоимость, поэтому использование накатного инструмента оправдано при изготовлении больших серий однотипных резьб. Существенным недостатком резьбонакатного инструмента является наличие больших радиальных нагрузок [3], что делает невозможным использование данного метода для формирования резьбы на тонкостенных трубных заготовках.

Для средне- и мелкосерийного производства рационально использование резьбонарезных инструментов: плашек, метчиков, резьбовых фрез и резцов. Плашки и метчики узко специализированы и предназначены для нарезания резьб только одного диаметра и шага. Вихревые методы образования резьб [4] широкого распространения не получили. Для изготовления внутренних резьб также используется выдавливание профиля резьбы накатными метчиками. Этот метод требует значительных усилий формообразования, но характеризуется безотходностью и высокими механическими свойствами резьбового профиля вследствие деформационного упрочнения металла [5].

В последние десятилетия все шире используется прогрессивный метод резьбофрезерования. Он основан на использовании относительно универсальных резьбовых фрез, позволяющих нарезать резьбы одного шага разных диаметров [6]. Многие резьбовые фрезы могут быть использованы для нарезания как наружных, так и внутренних резьб [7]. Изготовление резьбофрез требует использования многокоординатного шлифовального оборудования высокой точности, поэтому стоимость даже отечественных резьбовых фрез начинается от \$150. Недостатком этого метода является то, что использование резьбовых фрез возможно только на станках с ЧПУ, имеющих винтовую интерполяцию. Проблемой также является получение резьб высокой точности [8].

Для мелкосерийного производства широко используется нарезание наружных и внутренних

резьб резцом на металлорежущих станках с ручным или программным управлением. Такой способ широко универсален и позволяет с помощью одного инструмента получать резьбу с разными шагами на заготовках разного диаметра. Необходимость многопроходной обработки для получения полного профиля резьбы существенно снижает производительность получения резьб резцами. Для пластичных металлов, таких как медь, деформируемые алюминиевые сплавы, чистый титан, проблемой является получение требуемого качества поверхности резьбы даже при увеличенном количестве проходов резца. Это обусловлено тем, что обработка пластичных металлов требует больших (более  $15^\circ$ ) передних углов режущего инструмента [9], что практически сложно организовать одновременно для обеих участвующих в резании кромок резьбового резца [10]. Поскольку процесс резьбонарезания основан на удалении материала впадины резьбы, то невозможно получение резьб на тонкостенных трубах, когда высота профиля резьбы превышает толщину стенки трубной заготовки.

В статье рассматривается теория и практика нового метода формообразования резьб на пластичных металлах, который полностью устраняет вышеперечисленные недостатки традиционного нарезания резьб резцами.

Метод ДР является многофункциональным, безотходным и реализуется по схемам традиционной обработки на стандартном металлорежущем оборудовании. Инструмент для ДР – это резец с рабочей частью, образованной тремя пересекающимися плоскостями (рис. 1). Отличие от обычного токарного резца заключается в специальных геометрических параметрах инструмента, при которых процесс резания возможен только на главной режущей кромке 1 (РК). Вспомогательная режущая кромка инструмента отделять подрезанный слой не способна, она из режущей становится деформирующей кромкой 2 (ДК), поэтому подрезанный слой остается на обрабатываемой поверхности, и его положение определяется проекцией ДК на основную плоскость [11].

Метод ДР имеет различные области использования [12]. Макрорельеф в виде оребрения или штырьков увеличивает площадь обрабатываемой поверхности до 12 раз, что позволяет повысить коэффициент теплоотдачи при исполь-

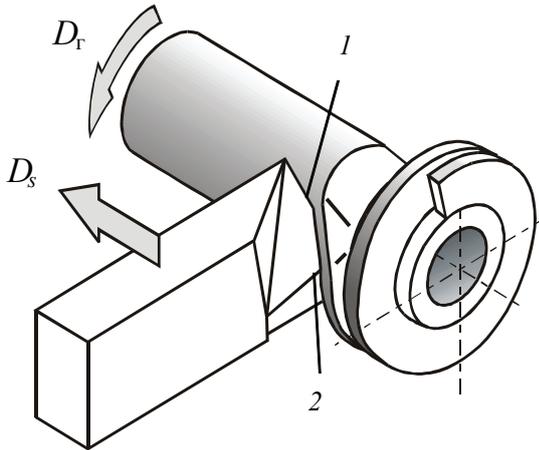


Рис. 1. Принцип деформирующего резания  
 Fig. 1. Concept of deformational cutting

зовании таких поверхностей в теплообменной аппаратуре [13]. ДР используют при изготовлении капиллярно-пористых структур тепловых труб [14], изготовлении неразъемных соединений [15], фильтрующих труб и микросеток [16]. Апробировано использование ДР для поверхностной закалки [17] и создания самосмазывающихся узлов трения скольжения.

Особое положение передней поверхности резца для ДР, имеющего большой положительный передний угол, может приводить к смене знака составляющих силы резания  $P_x$  и  $P_y$  [18]. Это означает, что при определенных условиях возможна обработка с минимальной радиальной нагрузкой резца на обрабатываемую заготовку. Это устраняет влияние составляющей  $P_y$  на точность обработки и дает принципиальную возможность обработки методом ДР нежестких или тонкостенных деталей резцом для ДР без их радиальных деформаций.

Получение макрорельефа в виде выступов треугольного профиля основано на модификации процесса ДР [19]. В статье рассматриваются некоторые технологические аспекты и результаты исследований данного метода формообразования резьбы. Представленное исследование является продолжением работ по данному направлению.

Простая модификация схемы реализации метода ДР, а именно изменение направления подачи инструмента на противоположное, приводит к качественно новому процессу обработки поверхности. Этот процесс позволяет получить поверхность в виде треугольных выступов симметричного или несимметричного профиля как

на плоских, так и на цилиндрических поверхностях. Для цилиндрических заготовок полученный спиральный рельеф треугольного профиля, по сути, является резьбой. Целью и задачами данной работы является выявление основных закономерностей и особенностей формообразования резьб по методу инверсного деформирующего резания (ИДР), а также выработка научно обоснованных рекомендаций по его практическому использованию.

## Методика исследований

### Теория процесса инверсного деформирующего резания

Рассмотрим работу инструмента для ДР на плоскости, например при строгании (рис. 2), когда величина подачи инструмента значительно превышает глубину резания. Материал заготовки подрезается режущей кромкой 1. Так как деформирующая кромка 2 инструмента имеет большой отрицательный передний угол и не способна резать, подрезанный слой выдавливается передней поверхностью инструмента в форме гребня на поверхность заготовки.

Анализ влияния величины и направления подачи на формируемый методом ДР рельеф показан на рис. 3. При отсутствии подачи единичный проход инструмента подрежет слой материала

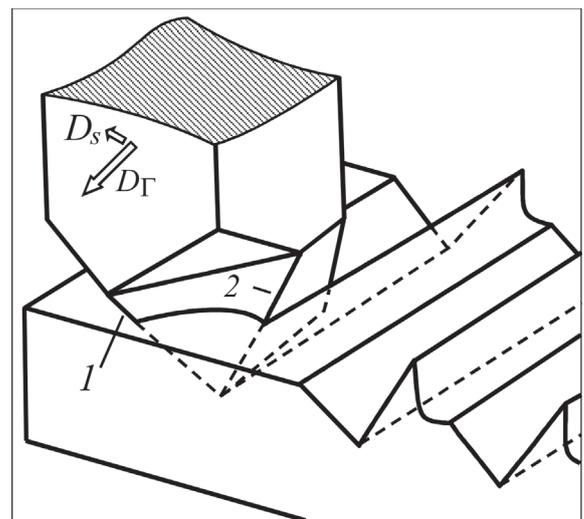


Рис. 2. Схема подрезания слоя материала и выдавливания его в виде гребня на обрабатываемую поверхность инструментом для ДР

Fig. 2. Model of material undercutting and its extruding in form of ridge on the work surface

режущей кромкой  $1$  и выдавит его в виде гребня на обрабатываемую поверхность. Объем выдавливаемого материала гребня равен объему материала внедренной части инструмента (заштрихован вертикально, рис. 3,  $a$ ).

При обычном ДР помимо главного движения резания  $3$  инструмент имеет движение подачи  $4$

с величиной  $p$ , причем подача направлена в сторону режущей кромки (РК)  $1$ , при этом значение подачи  $p$  меньше, чем глубина резания  $t$ . На рис. 3,  $b$  показан процесс ДР с образованием ребер на третьем проходе инструмента. Подрезанный слой (вертикальная штриховка, рис. 3,  $b$ ) с поперечным сечением в виде параллелограмма отгибается в ранее сформированную канавку, образуя ребро.

Рассмотрим вариант, когда подача инструмента  $4$  находится в направлении к ДК  $2$  (рис. 3,  $в$ ). Величина подачи  $p$  больше глубины резания  $t$  и выбирается таким образом, чтобы процесс резания проходил при условии максимальной длины  $AC$  активного участка РК  $1$ . В этом случае участок  $AB$  РК частично срежет ранее образовавшийся гребень, а участок  $BC$  РК подрежет слой материала заготовки. Инструмент будет одновременно выдавливать материал на обрабатываемую поверхность в виде гребня таким же образом, как и при однопроходной обработке (см. рис. 1,  $a$ ). Повторные проходы с величиной подачи  $p$  создадут на обрабатываемой поверхности рельеф в виде треугольных выступов и впадин. Выступы превышают высоту исходной поверхности на величину  $\Delta H$ , т. е. габаритный размер заготовки после обработки увеличивается. Процесс с направлением подачи в сторону не режущей, а деформирующей кромки, показанный на рис. 3,  $в$ , является основой формирования резьбы. Этот процесс получил название инверсного деформирующего резания ИДР [19].

В отличие от безотходного метода ДР процесс ИДР сопровождается частичным образованием стружки. При ДР весь материал подрезанного слоя остается на заготовке в виде ребра (см. рис. 1). При ИДР часть образованного гребня удаляется в виде стружки (рис. 3,  $в$ ). Удаление части металла гребня необходимо для получения треугольного выступа с требуемыми геометрическими размерами и прямолинейными сторонами, необходимыми для их использования в качестве резьбы. Объемная схема формирования треугольного профиля методом ИДР показана на рис. 4, на котором обозначено:  $1$  – РК;  $2$  – ДК;  $3$  и  $4$  – главное движение резания и движение подачи;  $5$  – инструмент для ИДР;  $6$  – заготовка;  $7$  – формируемый резьбовой профиль;  $8$  – гребень до его подрезания РК;  $9$  – удаляемая часть гребня.

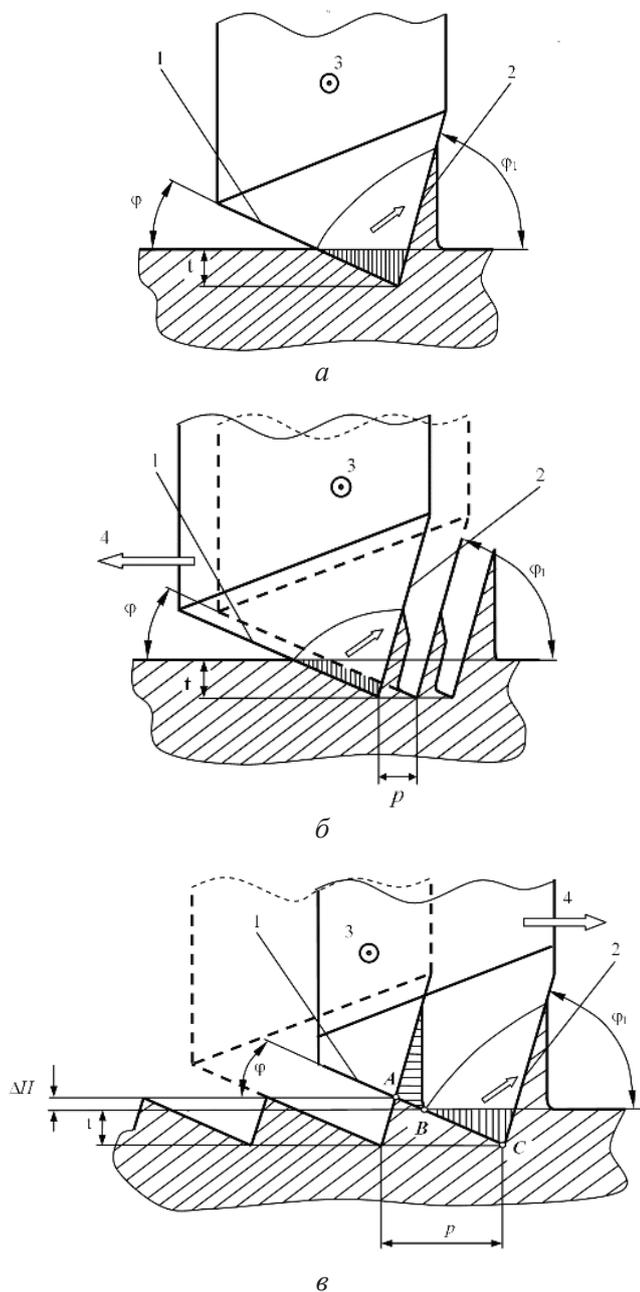


Рис. 3. Влияние направления подачи на форму получаемого макрорельефа:

$a$  – единичный проход инструмента;  $b$  – направление подачи в сторону режущей кромки (РК);  $в$  – направление подачи в сторону деформирующей кромки (ДК)

Fig. 3. Influence of feed direction on a generated profile:  $a$  – single pass of the tool;  $b$  – feed direction is to the cutting edge;  $в$  – feed direction is to the deforming edge

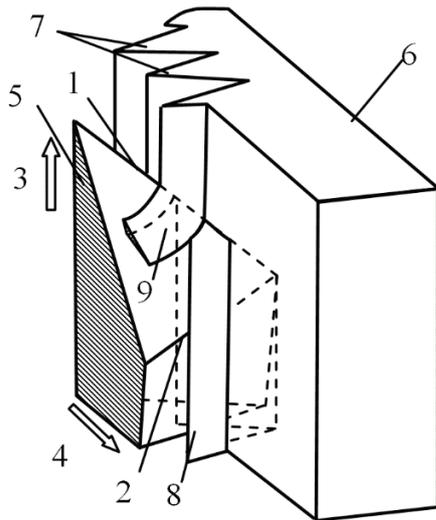


Рис. 4. Схема формирования треугольного профиля методом ИДР

Fig. 4. Concept of thread profile forming using IDC

### Выбор технологических режимов обработки для получения резьбового профиля с заданными параметрами

Углы наклона боковых сторон треугольного профиля определяются проекциями РК и ДК на основную плоскость, т. е. главным  $\varphi$  и вспомогательным  $\varphi_1$  углами инструмента в плане. При равенстве углов  $\varphi$  и  $\varphi_1$  метод обеспечивает получение симметричных резьбовых профилей. Следует еще раз отметить, что вершины профиля полученных выступов цилиндрических поверхностей – диаметр по вершинам профиля резьбы – больше исходного диаметра заготовки.

При определенном соотношении глубины резания  $t$  и величины подачи  $p$  удаляется минимальный объем материала ранее полученного выступа при обеспечении формирования полного резьбового профиля. При выводе зависимостей по определению технологических параметров ИДР по критерию минимизации удаляемого материала использовалась схема расчета, представленная на рис. 5. На схеме обозначены требуемые:  $p$  – шаг резьбы;  $d$  – наружный диаметр резьбы;  $H$  – высота профиля резьбы;  $\varphi$  и  $\varphi_1$  – углы наклона профиля резьбы. При выводе зависимостей использовались следующие допущения: прямолинейность и перпендикулярность свободного края выступа на этапе перед следующим проходом инструмента (линия  $AB$ , рис. 5), свободная сторона выступа

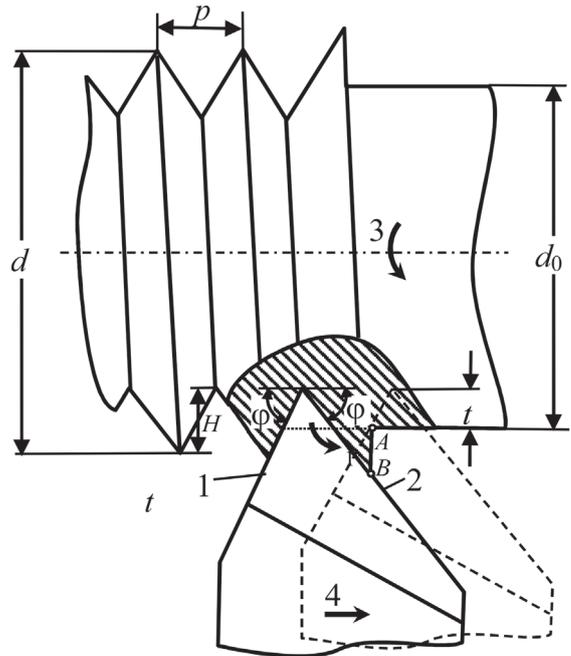


Рис. 5. Схема для расчета параметров ИДР

Fig. 5. Diagram for IDC parameters calculation

не имеет радиуса перехода к обрабатываемой поверхности (отсутствие радиусного скругления в точке  $A$ , рис. 5).

Решение для выбора исходного диаметра заготовки  $d_0$  и глубины резания  $t$  основано на равенстве объемов материала вытесняемой инструментом части материала объему материала гребня, образующего на поверхности заготовки. Для получения несимметричного резьбового профиля с углами наклона профиля  $\varphi$  и  $\varphi_1$  при заданном шаге резьбы  $p$  глубина резания  $t$  должна составлять:

$$t = p \frac{\sqrt{\operatorname{tg} \varphi}}{\sqrt{(\operatorname{ctg} \varphi + \operatorname{ctg} \varphi_1) + (\operatorname{ctg} \varphi + \operatorname{ctg} \varphi_1) \sqrt{\operatorname{tg} \varphi}}} \text{ [мм]}.$$

Поскольку высота  $H$  получаемого профиля составляет

$$H = \frac{p \operatorname{tg} \varphi \operatorname{tg} \varphi_1}{\operatorname{tg} \varphi + \operatorname{tg} \varphi_1} \text{ [мм]},$$

то диаметр заготовки  $d_0$  должен быть:

$$d_0 = d - 2(H - t) = d - 2 \left( \frac{p \operatorname{tg} \varphi \operatorname{tg} \varphi_1}{\operatorname{tg} \varphi + \operatorname{tg} \varphi_1} - t \right) \text{ [мм]}.$$

В большинстве случаев необходимо получение симметричного резьбового профиля, когда  $\varphi = \varphi_1$ . Для симметричных резьб формулы упрощаются.

Для метрических резьб ( $\varphi = \varphi_1 = 60^\circ$ ):

$$t = \frac{p \operatorname{tg} \varphi}{2 + \sqrt{2}} \text{ [мм]},$$

$$d_0 = d - p \operatorname{tg} \varphi + 2t = d - \frac{p \operatorname{tg} \varphi}{\sqrt{2} - 1} \text{ [мм]}.$$

Для трубных и дюймовых резьб ( $\varphi = \varphi_1 = 62,5^\circ$ ) с заданием шага резьбы через число ниток на дюйм  $z$ :

$$t = \frac{\operatorname{tg} \varphi}{25,4z(2 + \sqrt{2})} \text{ [мм]},$$

$$d_0 = d - \frac{\operatorname{tg} \varphi}{25,4z(\sqrt{2} - 1)} \text{ [мм]}.$$

### Условия проведения экспериментов

Эксперименты по проверке теоретических зависимостей проводились на токарно-винторезном станке 16К20 на цилиндрических поверхностях при формообразовании симметричного резьбового профиля. Обрабатываемая заготовка: труба диаметром 20,0 мм и толщиной стенки 1,5 и 2,0 мм. Материал заготовки – медь М2 (примеси не более 0,3 %). Шаги резьб от 0,5 до 2 мм, угол при вершине резьбового профиля 55 и 60°. Использовались инструменты с рабочей частью из твердого сплава ВК8. По выбранным технологическим параметрам нарезался резьбовой профиль, после чего измерялись геометрические характеристики профиля полученной резьбы и структурные изменения металла.

При оптимизации положения передней поверхности инструмента глубина резания составляла  $t = 1,1$  мм, величина подачи  $S_0 = 2,0$  мм/об при главном  $\varphi$  и вспомогательном  $\varphi_1$  углах инструмента в плане  $\varphi = \varphi_1 = 60^\circ$ . Главный и вспомогательный задние углы составляли  $\alpha = \alpha_1 = 1,5^\circ$ . Изменялись передний угол инструмента  $\gamma$  и угол наклона РК  $\lambda$ .

Точность получаемой резьбы оценивалась по фотографиям шлифов среза резьбового профиля, полученных на инструментальном микроскопе УИМ-23 при увеличении 60 крат.

Макроструктура получаемого резьбового профиля исследовалась по шлифам на металлографическом микроскопе ПМТ-3 при увеличении в 45 раз.

Параметры шероховатости боковых сторон профиля исследовались по профилограммам,

полученным с вертикальным увеличением в 1000 раз на профилографе-профилометре модели 252 завода «Калибр». Измерения проводились в соответствии с ГОСТом [20].

Упрочнение материала резьбового профиля в результате пластических деформаций при его формообразовании оценивалось путем измерения микротвердости в соответствии с ГОСТом [21]. Микротвердость измерялась на поперечном шлифе резьбового профиля М20×2 на приборе ПМТ-3 алмазной пирамидой с двугранным углом при вершине 136°. Нагрузка на пирамиду составляла 100 г.

### Результаты и их обсуждение

Целью первого этапа экспериментов было определение диапазонов возможного изменения переднего угла  $\gamma$  и угла наклона РК  $\lambda$ , которые могут быть использованы при ИДР с формированием гребня без отделения стружки и без поломки инструмента.

Так же как и для традиционного ДР, инструмент для ИДР должен обеспечивать процесс резания на РК (т. е. иметь большой положительный передний угол на ней, что особенно важно при обработке пластичных металлов) и обеспечивать условие неотделения подрезанного слоя ДК (т. е. иметь большой отрицательный передний угол на ней). Режущее-деформирующий клин должен иметь достаточную прочность для обеспечения процесса ИДР [18]. Теоретически не представляется возможным найти решение, удовлетворяющее этим взаимоисключающим условиям, поэтому на основе экспериментальных результатов было найдено оптимальное положение геометрических параметров инструмента.

По результатам экспериментов установлено, что процесс ИДР при обработке меди М2 осуществим при изменении переднего угла  $\gamma$  в диапазоне 43...57° и при изменении угла наклона РК  $\lambda$  в пределах 25...41°. Инструмент со значениями  $\gamma$  и  $\lambda$ , превышающими указанные, обладает недостаточной прочностью режущего клина. Инструмент с меньшими углами работает как обычный резец с образованием стружки. Наиболее устойчиво процесс ИДР протекает при значениях углов:  $\gamma = 53...57^\circ$  и  $\lambda = 34...39^\circ$ .

На материалах с низкой прочностью и высокой пластичностью (медь, латунь, алюминиевые

деформируемые сплавы, титан ВТ1-0) предлагаемый метод позволяет устойчиво получать резьбовой профиль за один проход инструмента. При апробации метода на коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т и стали Ст.3 достигнуто формирование полного профиля только на малых шагах резьбы (до 1 мм). При увеличении шага резьбы запаса пластичности этих материалов не хватает для компенсации возросших деформаций, что приводит к отделению формируемого гребня от заготовки в виде стружки по линии проекции ДК инструмента. Реализация метода ИДР на материалах с низкой пластичностью (относительное удлинение меньше 20 %) требует дополнительных мер по увеличению пластичности материала поверхностного слоя заготовки, например путем дополнительного нагрева.

Проверены расчетные формулы выбора технологических параметров обработки. Несоответствие расчетной глубины внедрения инструмента с требуемой для получения заданного диаметра резьбы составило менее 5 %, что вполне допустимо для практики. Это несоответствие обусловлено в первую очередь тем, что в реальных условиях свободный край выступа непрямолинеен вследствие сложного характера деформаций и имеет поднутрение в тело выступа у его основания.

Фотография резьбы М20×1,5, полученная на медной трубе, показана на рис. 6. При глубине резания  $t$  меньше расчетной профиль резьбы формируется не полностью. Это хорошо видно на правой стороне фотографии (рис. 6).

Измерения точности полученной резьбы показали, что боковые стороны полученного профиля укладываются в поле допуска стандартной резьбы. Однако полученный резьбовой профиль имеет заостренные впадины и выступы. Заострение впадины может быть устранено закруглением вершины инструмента в плане при заточке инструмента, в то время как острая вершина вы-

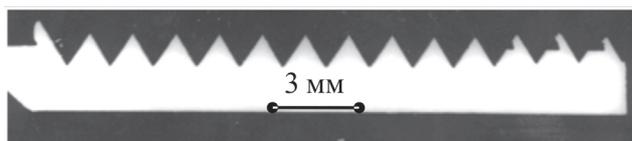


Рис. 6. Фотография среза резьбового профиля, полученного ИДР; медь М2, резьба М20×1,5

Fig. 6. Photo of cross-section of thread profile made IDC; copper М2, thread М20×1.5

ступа органически присуща методу ИДР и не может быть устранена непосредственно в процессе формирования резьбового профиля. Этот недостаток можно устранить дополнительной обточкой полученной резьбы по вершинам резьбового профиля. На практике также отмечено, что при однократном свинчивании резьбы на медных заготовках со стальной ответной внутренней резьбой острые вершины сминаются, приближая полученный ИДР резьбовой профиль к требованиям ГОСТ по скруглению вершин профиля.

Результаты измерения шероховатости боковых сторон представлены в таблице.

Сторона профиля резьбы, получаемая РК, имеет шероховатость  $R_z = 16,0$  мкм, что не превышает шероховатость боковых сторон резьбы, например для болтов повышенной точности по ГОСТ 18125–72, по которому допустимая шероховатость составляет  $R_z = 20$  мкм. Сторона профиля резьбы, сформированная ДК, имеет зеркальный вид вследствие выглаживания при  $R_z = 3,2$  мкм ( $R_a = 0,8$  мкм), что соответствует полувыводному шлифованию наружных цилиндрических поверхностей [22].

По результатам экспериментов можно сделать следующие заключения. Процесс формирования боковых сторон резьбового профиля при ИДР принципиально различен. Одна сторона профиля формируется острой РК, которая имеет передний угол  $\gamma = 53 \dots 57^\circ$ , что способствует улучшенным условиям резания, особенно при обработке пластичных материалов. Вторая сторона профиля формируется ДК инструмента, которая уплотняет и выглаживает материал этой стороны профиля, существенно снижая шероховатость поверхности.

Структура, отражающая течение металла при пластических деформациях в процессе ИДР, показана на фотографии шлифа (рис. 7, а). Материал выступа имеет несколько характерных зон, существенно отличающихся друг от друга, которые показаны на рис. 7, а. Зона 1 имеет структуру вытянутых деформированных зерен, которая обусловлена сильным внутренним и внешним трением при деформации металла в зоне ДК; зона 2 имеет структуру измельченных и частично деформированных зерен, которая обусловлена течением этого объема материала при ИДР; зона 3 – зона недеформированной структуры, совпадающей по строению с исходной структурой

### Шероховатость боковых сторон профиля резьбы Roughness of the sides of the thread profile

Сторона профиля резьбы / The side of thread profile	Параметры шероховатости / Roughness parameters		
	$R_{max}$ , мкм/ $\mu\text{m}$	$R_z$ , мкм/ $\mu\text{m}$	$S$ , мкм/ $\mu\text{m}$
Обработанная РК / Formed by cutting edge	25,0	16,0	125
Обработанная ДК / Formed by deforming edge	5,0	3,2	50

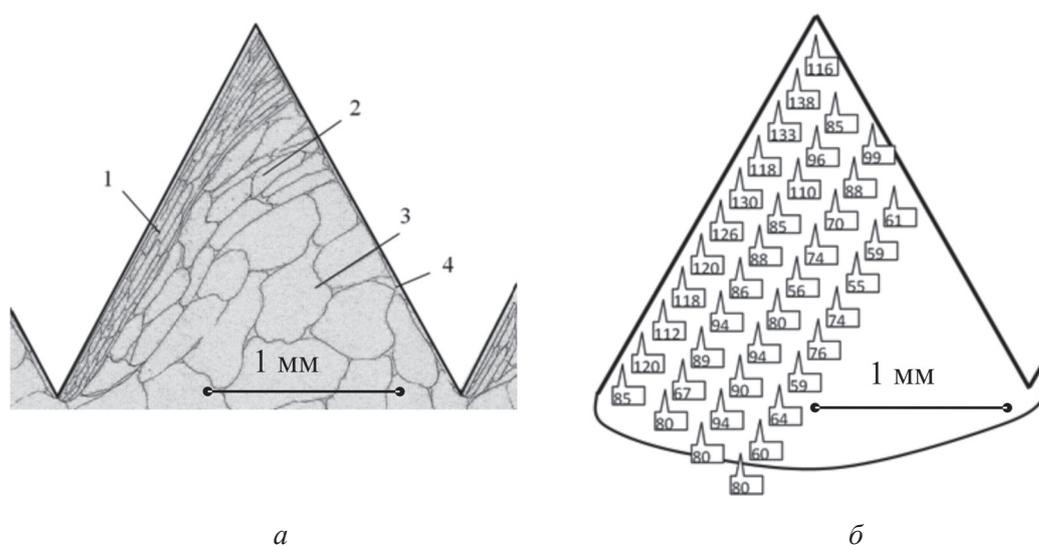


Рис. 7. Шлиф резьбового профиля (а) и распределение микротвердости по его сечению (б); медь М2, резьба М20×2,0

Fig. 7. Metallographic section of thread profile (a) and microhardness distribution across section (b); copper M2, thread M20×2.0

материала заготовки; зона 4 – тонкая зона измельченных и вытянутых зерен материала, обусловленная пластическими деформациями в области РК-инструмента. Эта зона характерна для обычного процесса резания, однако ее толщина существенно меньше вследствие улучшенных условий резания РК, имеющей большой передний угол. Четкие границы между зонами отсутствуют, имеет место плавный переход от одной зоны к другой.

Интенсивные пластические деформации, прошедшие в выступе резьбового профиля, позволяют предположить, что изменилась не только структура металла, но и его физико-механические свойства. Это подтвердилось измерениями микротвердости поперечного шлифа резьбового профиля М20×2, полученного на медной трубе. Полигон измерений микротвердости (рис. 7, б) был выбран таким образом, чтобы в него вошли

все ранее описанные зоны деформации микроструктуры материала. Результаты измерений показали, что наибольшую твердость имеют слои металла, которые контактировали с ДК инструмента. Для материала, отстоящего от этой боковой поверхности профиля на 40 мкм, повышение твердости по сравнению с твердостью исходного материала составило 1,6...2,3 раза. Такое существенное повышение твердости полученного резьбового профиля может играть положительную роль при эксплуатации резьбы, повышает ее износостойкость и контактную прочность. В целом картина изменения микротвердости полностью повторяет картину пластических деформаций, зафиксированную в исследованиях макроструктуры.

Метод ИДР наиболее рационально применить при формообразовании резьб на медных тонкостенных трубах. В настоящее время про-

мышленность в связи со значительной стоимостью меди переходит на использование в теплообменных аппаратах труб с толщиной стенки 1,5 мм. Надежность неразъемного соединения, получаемого развальцовкой гладких концов труб в трубной доске, для тонкостенных труб значительно ниже, чем для труб с толщиной стенки 2,0 мм, использовавшихся ранее. Альтернативным вариантом крепления труб в трубных досках является резьбовое соединение. В то же время малая толщина стенки трубы не позволяет образовать резьбу известными методами.

Метод ИДР на концах теплообменных труб с наиболее широко используемыми диаметрами 16,0 и 20,0 мм позволяет получать трубную резьбу 3/8» и 1/2» соответственно. Таким образом, при исходном диаметре заготовок 16,0 и 20,0 мм метод обеспечивает получение стандартного профиля с диаметром по вершинам 16,66 и 20,96 мм, высотой профиля 0,86 и 1,16 мм соответственно. При исходной толщине стенки 1,5 мм остаточная толщина стенки трубы составит 1 мм (для трубы диаметром 16 мм) и 0,8 мм (для трубы диаметром 20 мм). Сумма остаточной толщины стенки трубы и высоты профиля составляет 1,9 мм, что превышает исходную толщину стенки трубы на 0,4 мм.

### Заключение

Метод получения резьб ИДР занимает промежуточное положение между методами, основанными на процессе резания (удаление материала заготовки) и процессе пластического деформирования. Основное отличие от обычного резьбонарезания резцом состоит в том, что в процессе ИДР присутствует пластическое перераспределение материала из объема впадины в объем гребня.

Основным отличием от накатывания резьбы является то, что в процессе ИДР образуются новые поверхности, характерные процессам резания. Проведенные исследования показали, что в структуре материала резьбового профиля имеются зоны, свойственные как процессам обработки давлением, так и обычному резанию.

Большое значение переднего угла инструмента на РК и улучшенные условия течения металла по передней поверхности существенно снижают силовые нагрузки на обрабатываемую

заготовку. В отличие от нарезания канавок резьбовым резцом предлагаемый процесс позволяет образовывать полный треугольный профиль за один проход инструмента.

В практическом плане метод может быть использован при нарезании резьб на пластичных металлах. Предложенные расчетные зависимости выбора технологических параметров обработки, проверенные экспериментально, позволяют получать резьбовые профили с заданными геометрическими характеристиками.

### Список литературы

1. *Black J.T., Kohser R.A.* DeGarmo's materials and processes in manufacturing. – New York: John Wiley & Sons, 2011. – 1184 p. – ISBN 0470924675.
2. *Jones F.D.* Thread-cutting methods: a treatise on the operation and use of various tools and machines for forming screw threads, including the application of lathes, taps, dies, standard and special attachments, thread-milling machines, and thread-rolling machines. – Sacramento: Creative Media Partners, 2018. – 358 p. – ISBN-10: 066644692X. – ISBN-13: 9780666446923.
3. *Heiler R.* Cold Thread Forming – the chipless alternative for high resistant internal threads // MATEC Web Conference. – 2018. – Vol. 251. – Art. 02046. – DOI: 10.1051/mateconf/201825102046.
4. *Klocke F.* Manufacturing processes. 1. Cutting. – Berlin: Springer-Verlag, 2011. – 504 p. – ISBN 978-3-642-11978-1.
5. *Кудряшов Е.А., Смирнов И.М.* Скоростное фрезерование резьбы вращающимися резцами // Обработка металлов (технологии, оборудование, инструменты). – 2013. – № 1 (58). – С. 4–8.
6. *Danilenko B.D.* Cutting conditions for thread mills // Russian Engineering Research. – 2015. – Vol. 35 (1). – P. 76–77. – DOI: 10.3103/S1068798X15010098.
7. *Mal'kov O.V.* Precision of the external thread profile in thread cutting // Russian Engineering Research. – 2013. – Vol. 33 (3). – P. 172–175. – DOI: 10.3103/S1068798X1303012X.
8. *Vishal A., Fromentin G., Poulachon G.* Modeling of interferences during thread milling operation // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2010. – Vol. 49 (1). – P. 41–51. – DOI: 10.1007/s00170-009-2372-5.
9. Справочник технолога-машиностроителя. В 2 т. Т. 2 / В.Н. Андреев, А.Н. Афонин, В.Ф. Безъязычный [и др.]. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Инновационное машиностроение, 2018. – 817 с. – ISBN 978-5-6040281-7-9.
10. Технология машиностроения. Методы обработки резьб / В.В. Клепиков, А.М. Кузнецов,



А.С. Лобанов, А.Д. Максимов, В.Г. Якухин. – М.: Форум, 2007. – 95 с. – ISBN 978-5-91134-164-0.

11. *Зубков Н.Н., Васильев С.Г., Попцов В.В.* Особенности закалочного деформирующего резания // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 35–49. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-35-49.

12. *Kukowski R.* MDT – micro deformation technology // *Proceedings of ASME 2003 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*. – Washington, 2003. – P. 305–308. – DOI: 10.1115/IMECE2003-42861.

13. Heat transfer and crisis phenomena at boiling of refrigerant films falling down the surfaces obtained by deformational cutting / O. Volodin, N. Pecherkin, A. Pavlenko, N. Zubkov // *Interfacial Phenomena and Heat Transfer*. – 2017. – Vol. 5 (3). – P. 215–222. – DOI: 10.1615/InterfacPhenomHeatTransfer.2018025507.

14. Investigation of heat transfer in evaporator of microchannel loop heat pipe / A. Yakomaskin, V. Afanasiev, N. Zubkov, D. Morskoy // *Journal of Heat Transfer*. – 2013. – Vol. 135 (10). – Art. 101006. – DOI: 10.1115/1.4024502.

15. Novel electrical joints using deformation machining technology. Pt. 2. Experimental verification / L. Solovyeva, N. Zubkov, B. Lisowsky, A. Elmoursi // *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*. – 2012. – Vol. 2 (10). – P. 1718–1722. – DOI: 10.1109/TCPMT.2012.2199755.

16. *Zubkov N.N., Sleptsov A.D.* Influence of deformational cutting data on parameters of polymer slotted screen pipes // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 138 (1). – P. 011007-1–011007-7. – DOI: 10.1115/1.4030827.

17. Патент 2556897 Российская Федерация. Способ поверхностного закалочного упрочнения режущее-деформирующим инструментом / Н.Н. Зубков, С.Г. Васильев, В.В. Попцов. – № 2014101642; заявл. 21.01.2014; опубл. 20.07.2015.

18. *Zubkov N., Ovtchinnikov A., Vasil'ev S.* Tool–Workpiece interaction in deformational cutting // *Russian Engineering Research*. – 2016. – Vol. 36 (3). – P. 209–212. – DOI: 10.3103/S1068798X16030217.

19. *Зубков Н.Н., Овчинников А.И.* Формообразование резьбовых профилей методом инверсного деформирующего резания // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. – 2003. – № 5. – С. 33–44.

20. ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. – Взамен ГОСТ 2789–59; введ. 01.01.75. – М.: Стандартинформ, 2018. – 6 с.

21. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – Введ. 01.01.77. – М.: Изд-во стандартов, 1993. – 34 с.

22. *Davim J.P.* Surface integrity in machining. – London: Springer-Verlag, 2010. – 215 p. – ISBN 978-1-84842 873-5.

## Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Автор. 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Single Pass Formation of Threads on Ductile Metals by Deformational Cutting

Nikolai Zubkov<sup>a, \*</sup>

Bauman Moscow State Technical University, 5 Baumanskaya 2-ya, Moscow, 105005, Russian Federation

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0003-3757-1299>, [zoubkovn@bmstu.ru](mailto:zoubkovn@bmstu.ru)

### ARTICLE INFO

Received: 15 March 2019  
Revised: 08 April 2019  
Accepted: 17 April 2019  
Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Thread  
Threading  
Thread cutter  
Threaded profile  
Deformational cutting

#### Funding

This work was supported by the Ministry of Education and Science of Russia (Grant № 9.5617.2017/VU).

#### Acknowledgements

The author are grateful to *Evgenij Loginov* for the help in carrying out experiments and *Alexander Ovchinnikov* for discussion of the received results.

### ABSTRACT

**Introduction.** Threads manufacturing in mass production is based on non-waste methods of plastic deformation. For medium-and small-scale production, methods of thread cutting with taps, dies, thread chasers, thread mills, thread cutters have become widespread. For all known methods of thread cutting, the problem is to obtain threads on the material with high plasticity, especially on thin-walled tubes. A universal method of obtaining threads of various diameters and pitches is threading on lathes using thread cutters. A significant disadvantage of threading by cutters is the multi-pass processing, which significantly reduces productivity. There is a relatively new method of deformational cutting (DC) based on both the cutting process and the process of deformation of the undercut layer. In the article, the modification of the DC method is considered as an alternative to the traditional cutter threading based on the material removal from the thread grooves. **The purpose of the work:** approbation of the DC method as a method of obtaining threads on ductile metals in one pass of the tool with a minimum amount of material to be removed as a chip. **The tasks of the work:** theoretical analysis of the process of redistribution of material in the process of DC, identification of the main laws and features of thread formation, analysis of the threads obtained. In this paper, the outer threading of copper tubes by the DC method but having tool feed to the deforming edge is studied. **Methods of research** are the analysis of geometric parameters obtained threads and metallographic studies, including the measurement of the distribution of hardness on the threaded profile. **Results and discussion.** For DC uses a special tool that provides the cutting process of the main cutting edge, and eliminates the cutting process on the auxiliary edge, which is deforming edge. In DC process the layer cut by the cutting edge is squeezed out onto the treated surface in the form of a ridge, which takes the final shape of the threaded profile on the next turn of the workpiece. **Conclusions:** Theoretically justified and experimentally confirmed the designation of processing parameters to obtain a threaded profile of the required geometry. The proposed method of obtaining threads mediate between the methods based on the cutting process (removal of the workpiece material) and the process of plastic deformation. The main difference from conventional thread cutting is that in the process of DC there is a plastic redistribution of the material from the volume of the thread grooves to the volume of the thread ridge. The main difference from the thread rolling is that in DC new surfaces are formed, which is peculiar for the cutting processes. In the structure of the material of the threaded profile there are zones common for both processes of plastic deformation and conventional cutting. The large value of tool rake angle on the cutting edge and improved metal flow conditions on the tool face significantly reduce the load on the workpiece to be processed. In contrast to grooving with a threaded cutter, the proposed process allows threading in a single pass of the tool. **In practical terms,** the method can be used for single-pass cutting of threads with a cutter on ductile metal.

**For citation:** Zubkov N.N. Single pass formation of threads on ductile metals by deformational cutting. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 6–17. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-6-17. (In Russian).

### References

1. Black J.T., Kohser R.A. *DeGarmo's materials and processes in manufacturing*. New York, John Wiley & Sons, 2011. 1184 p. ISBN 0470924675.
2. Jones F.D. *Thread-cutting methods: a treatise on the operation and use of various tools and machines for forming screw threads, including the application of lathes, taps, dies, standard and special attachments, thread-milling machines, and thread-rolling machines*. Sacramento, Creative Media Partners, 2018. 358 p. ISBN-10: 066644692X. ISBN-13: 9780666446923.

#### \* Corresponding author

Zubkov Nikolai N., D.Sc. (Engineering), Professor  
Bauman Moscow State Technical University  
5 Baumanskaya 2-ya, Moscow, 105005, Russian Federation  
Tel.: +7-916-607-7948, e-mail: [zoubkovn@bmstu.ru](mailto:zoubkovn@bmstu.ru)



3. Heiler R. Cold Thread Forming – the chipless alternative for high resistant internal threads. *MATEC Web Conference*, 2018, vol. 251, art. 02046. DOI: 10.1051/mateconf/201825102046.
4. Klocke F. *Manufacturing processes. 1. Cutting*. Berlin, Springer-Verlag, 2011. 504 p. ISBN 978-3-642-11978-1.
5. Kudryashov E.A., Smirnov I.M. Skorostnoe frezerovanie rez'by vrashchayushchimisya reztsami [High-speed milling of the thread by rotating cutters]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2013, no. 1 (58), pp. 4–8.
6. Danilenko B.D. Cutting conditions for thread mills. *Russian Engineering Research*, 2015, vol. 35 (1), pp. 76–77. DOI: 10.3103/S1068798X15010098.
7. Mal'kov O.V. Precision of the external thread profile in thread cutting. *Russian Engineering Research*, 2013, vol. 33 (3), pp. 172–175. DOI: 10.3103/S1068798X1303012X.
8. Vishal A., Fromentin G., Poulachon G. Modeling of interferences during thread milling operation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, vol. 49 (1), pp. 41–51. DOI: 10.1007/s00170-009-2372-5.
9. Andreev V.N., Afonin A.N., Bez'yazychnyi V.F., et al. *Spravochnik tekhnologa-mashinostroitel'ya*. V 2 t. T. 2 [Handbook of mechanical engineer. In 2 vol. Vol. 2]. 6<sup>th</sup> ed. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2018. 817 p. ISBN 978-5-6040281-7-9.
10. Klepikov V.V., Kuznetsov A.M., Lobanov A.S., Maksimov A.D., Yakukhin V.G. *Tekhnologiya mashinostroeniya. Metody obrabotki rez'b* [Engineering technology. Methods to threads making]. Moscow, Forum Publ., 2007. 95 p. ISBN 978-5-91134-164-0.
11. Zubkov N.N., Vasil'ev S.G., Poptsov V.V. Features of quench deformational cutting. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 35–49. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-35-49. (In Russian).
12. Kukowski R. MDT – micro deformation technology. *Proceedings of ASME 2003 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*. Washington, 2003, pp. 305–308. DOI: 10.1115/IMECE2003-42861.
13. Volodin O., Pecherkin N., Pavlenko A., Zubkov N. Heat transfer and crisis phenomena at boiling of refrigerant films falling down the surfaces obtained by deformational cutting. *Interfacial Phenomena and Heat Transfer*, 2017, vol. 5 (3), pp. 215–222. DOI: 10.1615/InterfacPhenomHeatTransfer.2018025507.
14. Yakomaskin A., Afanasiev V., Zubkov N., Morskoy D. Investigation of heat transfer in evaporator of microchannel loop heat pipe. *Journal of Heat Transfer*, 2013, vol. 135 (10), art. 101006. DOI: 10.1115/1.4024502.
15. Solovyeva L., Zubkov N., Lisowsky B., A. Elmoursi. Novel electrical joints using deformation machining technology. Pt. 2. Experimental verification. *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*, 2012, vol. 2 (10), pp. 1718–1722. DOI: 10.1109/TCPMT.2012.2199755.
16. Zubkov N.N., Sleptsov A.D. Influence of deformational cutting data on parameters of polymer slotted screen pipes. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2016, vol. 138 (1), pp. 011007-1–011007-7. DOI: 10.1115/1.4030827.
17. Zubkov N.N., Vasil'ev S.G., Poptsov V.V. *Sposob poverkhnostnogo zakalochnogo uprochneniya rezhushche-deformiruyushchim instrumentom* [Method of quenching using cutting-deforming tool]. Patent RF, no. 2556897, 2015.
18. Zubkov N., Ovtchinnikov A., Vasil'ev S. Tool–workpiece interaction in deformational cutting. *Russian Engineering Research*, 2016, vol. 36 (3), pp. 209–212. DOI: 10.3103/S1068798X16030217.
19. Zubkov N.N., Ovchinnikov A.I. Formoobrazovanie rez'bovykh profilei metodom inersnogo deformiruyushchego rezaniya [Forming of threaded profiles by the method of inverse deformational cutting] *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie – Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2003, no. 5, pp. 33–44.
20. *GOST 2789–73. Sherokhovatost' poverkhnosti. Parametry i kharakteristiki* [State standard 2789–73. Surface roughness. Parameters and characteristics]. Moscow, Standartinform Publ., 2018. 6 p.
21. *GOST 9450–76. Izmerenie mikrotverdosti vdavlivaniem almaznykh nakonechnikov* [State standard 9450–76. Measurement microhardness by diamond instruments indentation]. Moscow, Izdatel'stvo standartov Publ., 1993. 34 p.
22. Davim J.P. *Surface integrity in machining*. London, Springer-Verlag, 2010. 215 p. ISBN 978-1-84842 873-5.

## Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Исследование процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне

Денис Реченко<sup>а, \*</sup>

Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, г. Омск, 644050, Россия

<sup>а</sup> <http://orcid.org/0000-0002-6776-6452>, [rechenko-denis@mail.ru](mailto:rechenko-denis@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.92

#### История статьи:

Поступила: 21 марта 2019  
 Рецензирование: 18 апреля 2019  
 Принята к печати: 25 апреля 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Резание материалов  
 Финишная обработка  
 Твердосплавный инструмент  
 Качество

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Качество твердосплавного режущего инструмента, характеризующее остротой (условным вписанным радиусом округления лезвия), размером микротрещин и микросколов, а также микротвердостью поверхностей режущего клина, определяет качество обработанной поверхности и конечную точность деталей. Современный режущий инструмент совместно с технологической системой позволяет получать точность обработки в пределах 0,01...0,02 мм и шероховатость обработанной поверхности  $R_a = 0,32...0,63$  мкм. **Цель работы** – исследование процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне для определения работоспособности твердосплавного инструмента с точки зрения возможности формирования стружки при обработке малых толщин срезаемого слоя. **Метод.** Предложен метод исследования процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне (натурные испытания) с применением высококачественного режущего твердосплавного инструмента, полученного за счет нового способа сверхскоростного затачивания. **Результаты и обсуждение.** Обоснована и экспериментально подтверждена возможность повышения эффективности твердосплавного режущего инструмента, под которой в работе понимается заданная размерная точность обработки деталей из труднообрабатываемых материалов в несколько микрометров и стабильная шероховатость обработанной поверхности при достаточной стойкости инструмента, с применением высококачественного инструмента, полученного сверхскоростным затачиванием. Высококачественный твердосплавный режущий инструмент, полученный сверхскоростным затачиванием, имеет перспективы применения на авиа- и ракетостроительных предприятиях при изготовлении ключевых высокоточных деталей из труднообрабатываемых материалов. Проведенные эксперименты по исследованию процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне с целью определения соотношения толщины срезаемого слоя обрабатываемого материала к условному вписанному радиусу округления лезвия режущего инструмента позволяют определить его работоспособность и максимальную размерную точность лезвийной обработки.

**Для цитирования:** Реченко Д.С. Исследование процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 18–25. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-18-25.

### Введение

Чистовая и финишная лезвийная обработка труднообрабатываемых материалов становится все более актуальной в связи с ее применением за исключением шлифовальных и доводочных операций. Финишная лезвийная обработка на микроуровне с применением высококачественного режущего инструмента позволяет получать

экономическую эффективность при изготовлении точных деталей. Однако возникает несколько критических проблем, связанных с получением требуемого качества металлорежущего инструмента, способного производить резание с припуском в несколько микрометров. При этом основная особенность резания на микроуровне состоит в том, что толщина срезаемого слоя сопоставима с условным радиусом округления лезвия режущего инструмента [1], что создает условия резания с отрицательным передним углом режущего клина и приводит к упругопластической деформации поверхностного слоя детали [2–4]. Подобные условия резания приводят

#### \*Адрес для переписки

Реченко Денис Сергеевич, к.т.н., доцент,  
 Омский государственный технический университет  
 пр. Мира, 11,  
 644050, г. Омск, Россия  
 Тел.: +7-913-631-46-74, e-mail: [rechenko-denis@mail.ru](mailto:rechenko-denis@mail.ru)

к формированию дефектного слоя обработанной поверхности. При этом увеличение скорости резания приводит к повышению энергии и сил, затрачиваемых на образование микротрещин, отделяющих материал и в итоге формирующих стружку. В результате некоторых исследований [5–7] определена величина глубины резания, при которой формируется и отделяется стружка с учетом условного вписанного радиуса округления лезвия (рис. 1). При этом определена нейтральная точка и угол сдвига, при которых часть обрабатываемого материала переходит в пластическое деформирование и формирует поверхностный слой обработанной поверхности, а часть переходит в стружку, отделяясь от заготовки. Этими параметрами и характеризуют возможность формирования стружки, а соответственно и процесс резания при малых толщинах срезаемого слоя.

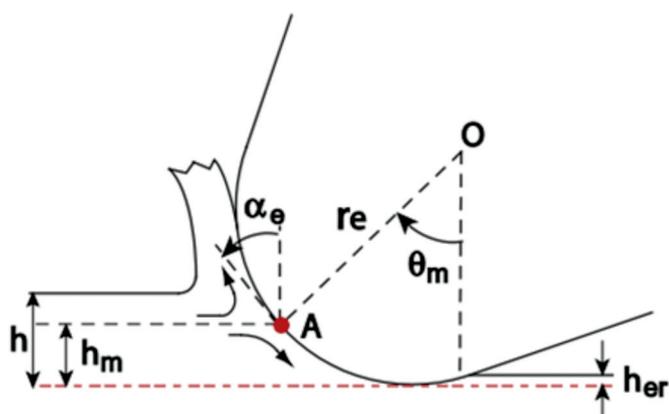


Рис. 1. Схема работы лезвийного инструмента при малых толщинах срезаемого слоя

Fig. 1. The scheme of the blade tool at small thicknesses of the layer being cut

Задача работы сводится к исследованию процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне для определения работоспособности твердосплавного инструмента с точки зрения возможности формирования стружки при обработке малых толщин срезаемого слоя.

### Методика исследований

В работе [8] обозначена связь между условным радиусом округления лезвия, силой резания и коэффициентом трения, позволяющая определить формирование стружки. В работе [9] разработана модель, дающая возможность прогнозировать так называемую слепую зону,

т. е. минимальную толщину несрезаемого слоя. Подобные подходы позволяют прогнозировать конечное качество обработки. Например, в работе [10] представлено моделирование размерной точности и шероховатости от радиуса округления лезвия и формирования стружки. В работе [11] установлено, что для формирования стружки это отношение величины срезаемого слоя к условному радиусу округления лезвия должно быть  $0,2 \dots 0,35$  в зависимости от микроструктуры обрабатываемого материала с учетом структуры материала и модели, основанной на конечных элементах, разработанной в работе [12].

Моделирование процесса резания на микроуровне позволяет прогнозировать остаточные напряжения поверхностного слоя, точность и производительность обработки. При этом моделирование основывается на двух подходах: принципе минимальной энергии и методе бесконечной деформации. В работах [2–4] представлены результаты определения условий формирования стружки в зависимости от условного вписанного радиуса округления лезвия на основе математического подхода и натурных испытаний.

Исследованиями, описанными в работе [13], установлено, что формированием застойной зоны и расположением нейтральной точки определяется углом  $45^\circ$ , соответственно значение минимальной толщины несрезаемого слоя  $h_m = 0,29r_e$ . Исследованиями (работа [14]) также установлено, что застойная зона формируется при угле  $\theta_m = 37,6^\circ$  (т. е.  $h_m = 0,21r_e$ ). При этом данные исследования проводились на алюминиевых материалах. Аналогичные исследования (см. работы [2–4]) позволили определить значение минимальной толщины несрезаемого слоя  $h_m = (0,25 \dots 0,3)r_e$ .

На основании исследований, проведенных другими авторами, можно сделать вывод, что формирование стружки происходит при соотношении более  $h_m = (0,21 \dots 0,3)r_e$  и острота лезвия инструмента оказывает влияние на остаточные напряжения и точность обработки.

Современный металлорежущий инструмент для чистовой обработки имеет остроту лезвия, т. е. условный вписанный радиус округления лезвия порядка  $\rho = 15 \dots 40$  мкм, что может обеспечить минимальную толщину несрезаемого слоя в пределах  $3,15 \dots 12$  мкм. Соответственно для точности обработки в пределах нескольких

микрометров необходима острота твердосплавного инструмента  $r$  менее 5 мкм, что позволит обеспечить минимальную толщину несрезаемого слоя в пределах 1,05...1,50 мкм. При этом в рассмотренных работах приведены предельные значения отношений формирования стружки. Поэтому для надежного обеспечения точности обработки деталей из труднообрабатываемых сплавов 3...5 мкм лезвие инструмента должно иметь соответствующий условный вписанный радиус округления.

Получение высококачественного режущего инструмента осуществляется несколькими методами: доводка алмазными пастами после затачивания; электроалмазное затачивание и сверхскоростное затачивание [15–18]. Метод сверхскоростного затачивания имеет перспективы и позволяет получать работоспособное лез-

вие твердосплавного инструмента, чтобы обеспечить требуемую остроту лезвия (см. рис. 2 и таблицу).

Измерения остроты СТП выполнялись на установке MikroCad Premium, производитель GF Messtechnik GmbH, программа для измерений ODSCAD в ООО «ПРОМТЕХ» (г. Санкт-Петербург).

Помимо качества режущего клина работоспособность металлорежущего инструмента зависит еще от вида упрочняющего покрытия. Наиболее распространенные покрытия на данный момент – это покрытия на основе TiN (толщина 6...12 мкм), но они способны выдерживать термическую нагрузку до 700 °С, при повышении температуры эти покрытия отслаиваются от поверхности и становятся неработоспособными. Наноструктурированные упрочняющие покры-

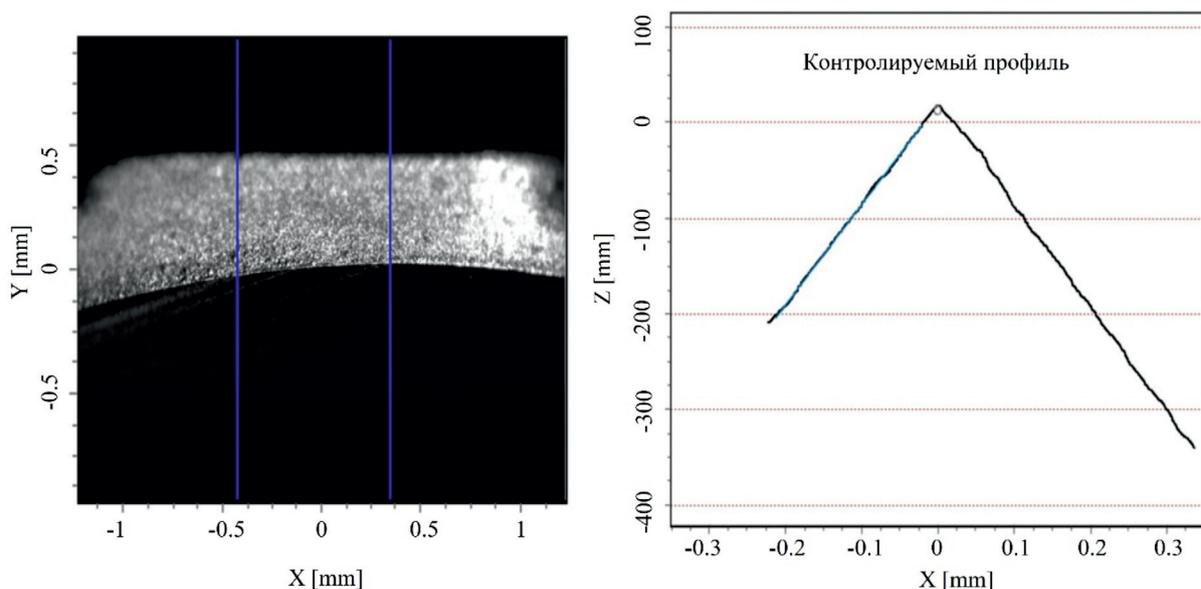


Рис. 2. Результаты измерения остроты лезвия сменной твердосплавной пластины (СТП) после сверхскоростного затачивания ( $V = 300 \dots 400$  м/с)

Fig. 2. The results of measurement of the sharpness of the blade replaceable carbide inset (RCI) after ultra-high-speed grinding ( $V = 300 \dots 400$  m/s)

**Результаты измерения остроты лезвия сменной твердосплавной пластины (СТП) после сверхскоростного затачивания ( $V = 300 \dots 400$  м/с)**

**The results of measuring the sharpness of the blade replaceable carbide inset (RCI) after ultra-high-speed grinding ( $V = 300 \dots 400$  m/s)**

Тип значения / Value type	Среднее / Medium	Минимальное / Minimum	Максимальное / Maximum	Погрешность / Measure of inaccuracy
Радиус / Radius	4,4	3,7	5,1	0,4
Скалывание / Shear	0,8	0,0	3,2	–

тия на основе Si–Ti–N, Al–Si–N и Si–B–C–N сохраняют работоспособность до 1500 °С [19, 20], при этом отработанная технология их нанесения позволяет обеспечивать толщину 2...2,5 мкм, что является критичным при нанесении на поверхности высококачественного режущего клина. В данной работе применялось покрытие Al–Si–N, имеющее микротвердость порядка 24...27 ГПа.

### Результаты и их обсуждение

Работоспособность твердосплавного инструмента, как правило, оценивается по параметрам стойкости и безотказности, но для финишного инструмента важным также является минимальный припуск, при котором происходит нормальное формирование стружки. Данный параметр оценивался при обработке титановых сплавов VT3-1 и X18H9T. Обработка деталей типа вал производилась на токарных центрах OKUMA Eco Seris ES-L и OKUMA GENOS L300-M. Режущий инструмент с высококачественным лезвием, имеющим остроту 3,7...5,1 мкм и покрытие Al–Si–N, реализован на базе твердосплавной пластины DNMG150604-MF1 890 (SECO). Режимы обработки: скорость резания  $V = 40$  м/мин, подача  $S = 0,01$  мм/об, глубина резания  $t = 1, 2, 3, 6$  и 9 мкм.

По проведенным исследованиям получены зависимости стойкости токарных пластин при различных глубинах резания, для титанового сплава VT3-1 (рис. 3) и для жаропрочного сплава X18H9T (рис. 4).

### Выводы

1. Опыт эксплуатации полученного твердосплавного инструмента показал, что значение минимальной толщины несрезаемого слоя  $h_m$  при обработке титанового сплава VT3-1 и X18H9T имеет значение 0,22...0,25. При значении минимальной толщины несрезаемого слоя менее 0,22...0,25 отсутствует формирование стружки, при этих условиях резания происходит царапание и вдавливание обрабатываемого материала.

2. На основании проведенных исследований установлено, что для выполнения условий формирования стружки необходимо обеспечение наименьшего условного вписанного радиуса округления лезвия, т. е. максимальной остроты, а также отсутствие микросколов и трещин, при этом с минимальным окислением обработанных поверхностей.

3. Вследствие сложности процесса формирования стружки, который зависит от нескольких параметров, трудно определить точное значение

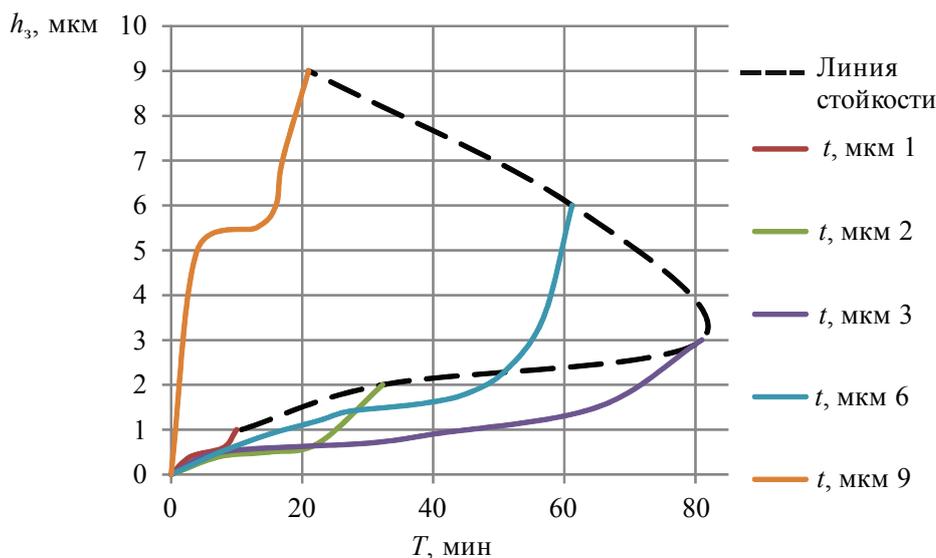


Рис. 3. Зависимость стойкости твердосплавной пластины при обработке титанового сплава VT3-1

Fig. 3. The dependence of the resistance of the carbide plate in the processing of titanium alloy VT3-1

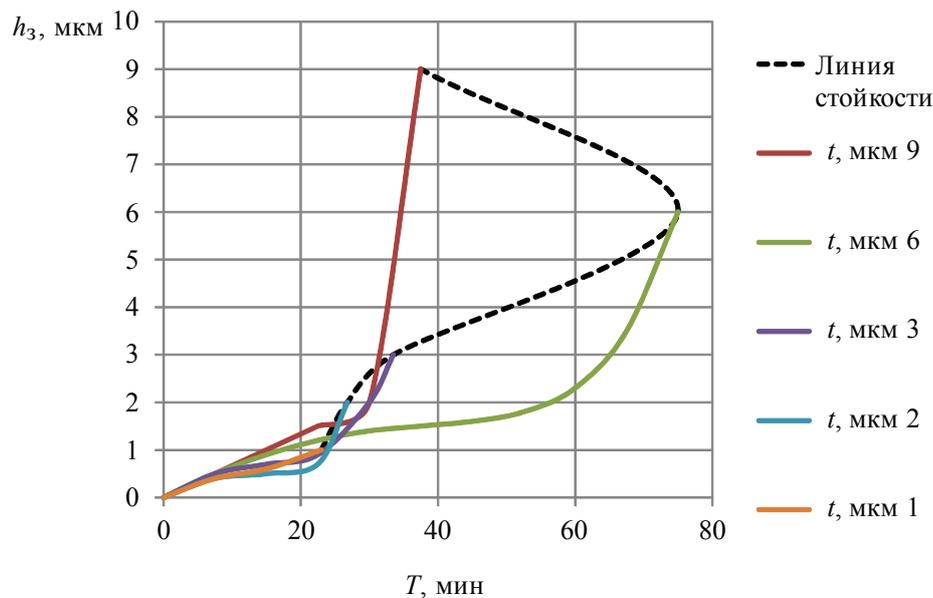


Рис. 4. Зависимость стойкости твердосплавной пластины при обработке жаропрочного сплава X18H9T

Fig. 4. The dependence of the resistance of carbide inserts when machining high-temperature alloy Cr18Ni9Ti

отношения радиуса округления лезвия к толщине срезаемого слоя. Значение минимальной толщины несрезаемого слоя  $h_m$  при разных сочетаниях обрабатываемого материала и режущего инструмента может быть определено путем проведения экспериментов по резанию на больших (минимальных) глубинах резания.

### Список литературы

1. Denkena B., Biermann D. Cutting edge geometries // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 63 (2). – P. 631–653. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.009.
2. Modeling of minimum uncut chip thickness in micro machining of aluminum / M. Malekian, M.G. Mostofa, S.S. Park, M.B.G. Jun // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212. – P. 553–559. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.05.022.
3. Lucca D.A., Seo Y.W., Komanduri R. Effect of tool edge geometry on energy dissipation in ultraprecision machining // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 1993. – Vol. 42. – P. 83–86. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62397-X.
4. Investigations of tool edge radius effect in micromachining: a FEM simulation approach / K.S. Woon, M. Rahman, F.Z. Fang, K.S. Neo, K. Liu // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – Vol. 195. – P. 204–211. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.137.

5. Connolly R., Rubenstein C. The mechanics of continuous chip formation in orthogonal cutting // International Journal of Machine Tool Design and Research. – 1968. – Vol. 8. – P. 159–187. – DOI: 10.1016/0020-7357(68)90003-6.

6. Abdelmoneim M.E., Scrutton R.F. Tool edge roundness and stable built-up formation in finished machining // Journal of Engineering for Industry. – 1974. – Vol. 96 (4). – P. 1258–1267.

7. Komanduri R. Some aspects of machining with negative rake tools simulating grinding // International Journal of Machine Tool Design and Research. – 1971. – Vol. 11. – P. 223–233. – DOI: 10.1016/0020-7357(71)90027-8.

8. Yuan Z.J., Zhou M., Dong S. Effect of diamond tool sharpness on minimum cutting thickness and cutting surface integrity in ultraprecision machining // Journal of Material Processing Technology. – 1996. – Vol. 62. – P. 327–330. – DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02429-6.

9. Liu X., DeVor R.E., Kapoor S.G. An analytical model for the prediction of minimum chip thickness in micromachining // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2006. – Vol. 128 (2). – P. 474–481. – DOI: 10.1115/1.2162905.

10. Feasibility study of ultimate accuracy in microcutting using molecular dynamics simulation / S. Shimada, N. Ikawa, H. Tanaka, G. Ohmori, J. Uchikoshi, H. Yoshinaga // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 1993. – Vol. 42. – P. 91–94. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62399-3.



11. *Vogler M.P., Devor R.E., Kapoor S.G.* On modeling and analysis of machining performance in micro-endmilling. Part II: Cutting force prediction // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2004. – Vol. 126 (4). – P. 695–705. – DOI: 10.1115/1.1813471.

12. Microstructure-level modeling of ductile iron machining / L. Chuzhoy, R.E. DeVor, S.G. Kapoor, D.J. Bammann // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2002. – Vol. 124. – P. 162–169. – DOI: 10.1115/1.1455642.

13. *L'vov N.P.* Determining the minimum possible chip thickness // *Machine Tools*. – 1969. – Vol. 40. – P. 45.

14. *Basuray P.K., Misra B.K., Lal G.K.* Transition from ploughing to cutting during machining with blunt tools // *Wear*. – 1977. – Vol. 43 (3). – P. 341–349. – DOI: 10.1016/0043-1648(77)90130-2.

15. Hard-alloy metal-cutting tool for the finishing of hard materials / D.S. Rechenko, A.Y. Popov, D.Y. Belan, A.A. Kuznetsov // *Russian Engineering Research*. – 2017. – Vol. 37 (2). – P. 148–149. – DOI: 10.3103/S1068798X17020162.

16. Contact processes in grinding / A. Yanyushkin, D. Lobanov, P. Arkhipov, V. Ivancivsky // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 788. – P. 17–21. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.17.

17. Study on high-speed grinding mechanisms for quality and process efficiency / B. Li, J. Ni, Y. Jianguo, S.Y. Liang // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 70. – P. 813–819.

18. Subsurface damage in high-speed grinding of brittle materials considering kinematic characteristics of the grinding process / C. Wang, Q. Fang, J. Chen, Y. Liu, T. Jin // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 83. – P. 937–948. – DOI: 10.1007/s00170-015-7627-8.

19. *Musil J.* Hard nanocomposite coatings: thermal stability, oxidation resistance and toughness // *Surface & Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 207. – P. 50–65. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.073.

20. *Musil J.* Recent progress in hard nanocomposite coatings. Pt. 2 // *Galvanotechnik*. – 2010. – Vol. 101, N 9. – P. 2116–2121.

## Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Автор. 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## The Study of the Process of Difficult-to-Machine Materials Cutting at the Micro-Level

Denis Rechenko <sup>a, \*</sup>

Omsk State Technical University, 11 Mira ave., Omsk, 644050, Russian Federation

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-6776-6452>,  [rechenko-denis@mail.ru](mailto:rechenko-denis@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 21 March 2019

Revised: 18 April 2019

Accepted: 25 April 2019

Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Material cutting

Finishing

Carbide tools

Quality

### ABSTRACT

**Introduction.** The quality of the carbide cutting tool, characterized by sharpness (the usual inscribed radius of curvature of the blade), the size of microcracks and microshare, as well as the microhardness of the surfaces of the cutting wedge determines the quality of the treated surface and the final accuracy of the parts. The modern cutting tool together with technological system allows to receive accuracy of processing within 0.01...0.02 mm and the roughness of the treated surface  $R_a = 0.32...0.63 \mu\text{m}$ . **The purpose of the work** is to study the cutting process of difficult-to-machine materials at the micro-level, to determine the performance of carbide tools in terms of the possibility of chip formation in the processing of small thickness of the cut layer **Method.** A method for studying the process of cutting difficult materials at the micro level (full-scale tests) with the use of high-quality carbide cutting tools obtained by a new method of ultra-high-speed sharpening is proposed. **Results and discussion.** The possibility of improving the efficiency of carbide cutting tools, which is understood in the work as a given dimensional accuracy of machining parts from hard materials in a few micrometers and a stable roughness of the treated surface with sufficient tool life, using high-quality tools obtained by high-speed sharpening is substantiated and experimentally confirmed. High-quality carbide cutting tools obtained by ultra-high-speed sharpening has prospects for use in aircraft and rocket-building enterprises in the manufacture of key high-precision parts from difficult materials. The conducted experiments on the study of the cutting process of difficult materials at the micro-level to determine the ratio of the thickness of the cut layer of the processed material to the conventional inscribed radius of rounding of the cutting tool blade, allow to determine its performance and determine the maximum dimensional accuracy of the blade processing.

**For citation:** Rechenko D.S. The study of the process of difficult-to-machine materials cutting at the micro-level. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 18–25. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-18-25. (In Russian).

### References

1. Denkena B., Biermann D. Cutting edge geometries. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2014, vol. 63 (2), pp. 631–653. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.009.
2. Malekian M., Mostofa M.G., Park S.S., Jun M.B.G. Modeling of minimum uncut chip thickness in micro machining of aluminum. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, pp. 553–559. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.05.022.
3. Lucca D.A., Seo Y.W., Komanduri R. Effect of tool edge geometry on energy dissipation in ultraprecision machining. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1993, vol. 42, pp. 83–86. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62397-X.
4. Woon K.S., Rahman M., Fang F.Z., Neo K.S., Liu K. Investigations of tool edge radius effect in micromachining: a FEM simulation. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 195, pp. 204–211. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.137.

#### \* Corresponding author

Rechenko Denis S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 Omsk State Technical University,  
 11 Prospekt Mira,  
 644050, Omsk, Russian Federation  
**Tel.:** +7-913-631-46-74, **e-mail:** [rechenko-denis@mail.ru](mailto:rechenko-denis@mail.ru)

5. Connolly R., Rubenstein C. The mechanics of continuous chip formation in orthogonal cutting. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 1968, vol. 8, pp. 159–187. DOI: 10.1016/0020-7357(68)90003-6.
6. Abdelmoneim M.E., Scrutton R.F. Tool edge roundness and stable built-up formation in finished machining. *Journal of Engineering for Industry*, 1974, vol. 96 (4), pp. 1258–1267.
7. Komanduri R. Some aspects of machining with negative rake tools simulating grinding. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 1971, vol. 11, pp. 223–233. DOI: 10.1016/0020-7357(71)90027-8.
8. Yuan Z.J., Zhou M., Dong S. Effect of diamond tool sharpness on minimum cutting thickness and cutting surface integrity in ultraprecision machining. *Journal of Material Processing Technology*, 1996, vol. 62, pp. 327–330. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02429-6.
9. Liu X., DeVor R.E., Kapoor S.G. An analytical model for the prediction of minimum chip thickness in micromachining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2006, vol. 128 (2), pp. 474–481. DOI: 10.1115/1.2162905.
10. Shimada S., Ikawa N., Tanaka H., Ohmori G., Uchikoshi J., Yoshinaga H. Feasibility study of ultimate accuracy in microcutting using molecular dynamics simulation. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1993, vol. 42, pp. 91–94. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62399-3.
11. Vogler M.P., Devor R.E., Kapoor S.G. On modeling and analysis of machining performance in micro-endmilling. Part II: Cutting force prediction. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2004, vol. 126 (4), pp. 695–705. DOI: 10.1115/1.1813471.
12. Chuzhoy L., Devor R.E., Kapoor S.G., Bammann D.J. Microstructure-level modeling of ductile iron machining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2002, vol. 124, pp. 162–169. DOI: 10.1115/1.1455642.
13. L'vov N.P. Determining the minimum possible chip thickness. *Machine Tools*, 1969, vol. 40, p. 45.
14. Basuray P.K., Misra B.K., Lal G.K. Transition from ploughing to cutting during machining with blunt tools. *Wear*, 1977, vol. 43 (3), pp. 341–349. DOI: 10.1016/0043-1648(77)90130-2.
15. Rechenko D.S., Popov A.Y., Belan D.Y., Kuznetsov A.A. Hard-alloy metal-cutting tool for the finishing of hard materials. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37 (2), pp. 148–149. DOI: 10.3103/S1068798X17020162.
16. Yanyushkin A., Lobanov D., Arkhipov P., Ivancivsky V. Contact processes in grinding. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 788, pp. 17–21. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.17.
17. Li B., Ni J., Jianguo Y., Liang S.Y. Study on high-speed grinding mechanisms for quality and process efficiency. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 70, pp. 813–819.
18. Wang C., Fang Q., Chen J., Liu Y., Jin T. Subsurface damage in high-speed grinding of brittle materials considering kinematic characteristics of the grinding process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 83, pp. 937–948. DOI: 10.1007/s00170-015-7627-8.
19. Musil J. Hard nanocomposite coatings: thermal stability, oxidation resistance and toughness. *Surface & Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 50–65. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.073.
20. Musil J. Recent progress in hard nanocomposite coatings. Pt. 2. *Galvanotechnik*, 2010, vol. 101, no. 9, pp. 2116–2121.

## Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2019 The Author. 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Исследования достоверности диагностирования трещин по искажениям портретов вынужденных колебаний

Владимир Бернс<sup>1, 2, a, \*</sup>, Егор Жуков<sup>1, b</sup>, Павел Лакиза<sup>1, c</sup>, Евгений Лысенко<sup>3, d</sup>

<sup>1</sup> Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С.А. Чаплыгина, ул. Ползунова, 21, г. Новосибирск, 630051, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>3</sup> «Информационные спутниковые системы» им. академика М. Ф. Решетнёва, ул. Ленина, 52, г. Железногорск, 662972, Россия

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0002-2231-7581>, [v.berns@yandex.ru](mailto:v.berns@yandex.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0001-6378-6352>, [zh-ep@yandex.ru](mailto:zh-ep@yandex.ru),

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0002-3863-2762>, [qinterfly@gmail.com](mailto:qinterfly@gmail.com), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5561-2934>, [m1a340@iss-reshetnev.ru](mailto:m1a340@iss-reshetnev.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 629.735:620.179

#### История статьи:

Поступила: 15 марта 2019

Рецензирование: 25 апреля 2019

Принята к печати: 04 мая 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Элементы планера самолета

Усталостная трещина

Вибрационная диагностика трещин

Нелинейные искажения портрета колебаний

Нормирование искажений портретов колебаний

Влияние амплитуды колебаний

Электрические помехи

Отслеживание состояния объекта испытаний

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Один из способов вибрационного диагностирования усталостных трещин в металлических элементах планера самолета основан на анализе портретов вынужденных колебаний объектов контроля. Оценка достоверности этого способа применительно к реальным конструкциям является актуальной задачей. **Цель работы:** обеспечение достоверности обнаружения трещин в металлических конструкциях по нелинейным искажениям портретов колебаний. **Методика исследований.** С помощью источников гармонических вибраций в конструкции создавались колебания, регистрируемые акселерометрами. Сигналы датчиков представлялись в виде портрета колебаний: вертикальная развертка пропорциональна сигналу, а горизонтальная – первой гармонике сигнала, сдвинутой по фазе на  $\pi/2$ . Возникновение трещины сопровождается искажениями портретов колебаний. Для численной оценки искажений из ряда Фурье для портрета вычиталась первая гармоника, определялся абсолютный максимум остатка за период, величина максимума относилась к амплитуде первой гармоники и принималась за параметр искажений. По расположениям максимумов искажений определялись места образования трещин. При этом менялись амплитуды колебаний конструкции и способы нормирования параметра искажений, оценивались электрические помехи в системах испытательного оборудования. **Результаты и обсуждения.** Достоверность обнаружения усталостных трещин по искажениям портретов колебаний оценивалась на примере диагностирования металлической панели фюзеляжа самолета. Установлено влияние амплитуды вибраций панели, способа нормирования искажений портретов колебаний и уровня электрических помех в системе возбуждения на эффективность диагностирования трещин. Для повышения достоверности диагностирования дефектов предложен способ математической обработки результатов испытаний, позволяющий исключить из анализа исходное состояние объекта контроля; отследить динамику изменений его состояния и зафиксировать развитие каждого дефекта в отдельности; устранить влияние системы крепления, которая может вносить нелинейности в колебания объекта испытаний. Представлен результат обнаружения трещин в нервюрах крыла самолета.

**Для цитирования:** Исследования достоверности диагностирования трещин по искажениям портретов вынужденных колебаний / В.А. Бернс, Е.П. Жуков, П.А. Лакиза, Е.А. Лысенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 26–39. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-26-39.

## Введение

Методы вибрационной диагностики дефектов в механических системах нашли широкое применение в машиностроении. На их основе созданы различные контрольные приборы и стенды для диагностирования, в основном ма-

шин и механизмов, имеющих вращающиеся части: различного типа подшипники, соединительных муфты и механические передачи [1–5].

Известны также методы контроля технического состояния конструкций по параметрам вибраций. По виду используемых идентификационных признаков производственно-технологических и эксплуатационных дефектов эти методы можно разделить на три группы. В первой группе методов для обнаружения дефектов фиксируются изменения характеристик собственных тонов колебаний конструкций, вызванные

#### \*Адрес для переписки

Бернс Владимир Андреевич, д.т.н., доцент

Новосибирский государственный технический университет

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: 8 (383) 346-31-21, e-mail: [v.berns@yandex.ru](mailto:v.berns@yandex.ru)

этими дефектами [6–12]. Под характеристиками собственных тонов колебаний здесь понимаются в первую очередь собственные частоты, формы и декременты колебаний. Следует отметить, что по изменению этих характеристик можно, как правило, установить только наличие дефекта. Для определения его величины и местоположения предлагаются обычно процедуры, которые носят больше «академический» или учебный характер и зачастую могут быть реализованы только в виртуальном эксперименте.

Вторая группа объединяет методы обнаружения трещин по изменению параметров распространения упругих волн в материале [13–15]. Однако наличие в объекте контроля локальных неоднородностей, таких как отверстия, вырезы, крепежные элементы, может вызвать серьезные затруднения в использовании такого подхода.

В третьей группе методов в качестве идентификационного признака дефектов предложено использование отклонений динамических характеристик объектов контроля от характеристик линейной системы из-за появления дефектов. Такими отклонениями являются возникновение суб- и супергармонических резонансов [16, 17], искажения фазовых портретов [18, 19], фигур Лиссажу [20, 21] и других видов портретов колебаний [22, 23].

В работе [23] показано, что по нелинейным искажениям портретов вынужденных колебаний можно зафиксировать появление трещин в металлической панели и определить их местоположение. Целью настоящей работы является обеспечение достоверности такого способа обнаружения трещин. Для достижения поставленной цели проведены исследования влияния ряда факторов на чувствительность искажений портретов колебаний к появлению дефектов, а также разработан способ математической обработки результатов испытаний.

### Методика исследований

Методика диагностирования трещин по искажениям портретов колебаний заключается в следующем: на конструкцию устанавливаются датчики ускорений со сгущениями в наиболее нагруженных зонах. Положения таких зон определяются по результатам расчетов или измерений напряжений в испытаниях. После обнаружения

дефектов датчики можно перемещать для уточнения местоположений трещин. Затем с помощью источников гармонических вибраций создаются вынужденные колебания конструкции. Эти колебания фиксируются акселерометрами в виде портретов: вертикальная развертка пропорциональна сигналу датчика, а горизонтальная – первой гармонике сигнала, сдвинутой по фазе на  $\pi/2$ . Такой портрет колебаний для линейной динамической системы является окружностью. Возникновение усталостной трещины сопровождается нелинейными искажениями портретов колебаний из-за соударения ее «берегов» и сухого трения в вершинах. Для численной оценки искажений из ряда Фурье для портрета колебаний вычиталась первая гармоника, в остатке ряда определялся абсолютный максимум за период колебаний, величина максимума  $\Psi$  принималась за параметр искажений. Нормированный параметр  $\Psi$  обозначался как  $\xi$ . Строились распределения  $\Psi$  или  $\xi$  по поверхности объекта контроля. По расположениям локальных максимумов искажений определялись места образования трещин.

Таким образом, достоверность обнаружения трещин оценивалась по тому, насколько параметр искажения портретов колебаний  $\Psi$  отслеживает местоположение и размеры дефектов. Основными факторами, влияющими на эффективность диагностирования каждого дефекта в отдельности, являются: способ нормирования параметра  $\Psi$ ; уровни амплитуд колебаний объекта испытаний; электрические помехи в системах испытательного оборудования; наличие дефектов в конструкции в исходном для диагностирования состоянии; нелинейности динамических характеристик объекта контроля из-за условий его крепления в испытательном стенде; «затенение» одного дефекта другим.

Объектом контроля являлась металлическая панель фюзеляжа самолета. На рис. 1 показаны общий вид панели, нумерация стрингеров, габаритные размеры и положения датчиков ускорений. На время испытаний панель была вывешена на упругих жгутах, возбуждение колебаний осуществлялось электродинамическими силовозбудителями (рис. 2). Изучалось влияние способа нормирования искажений портретов колебаний, амплитуды колебаний панели и электрических помех в системах стенда на достоверность

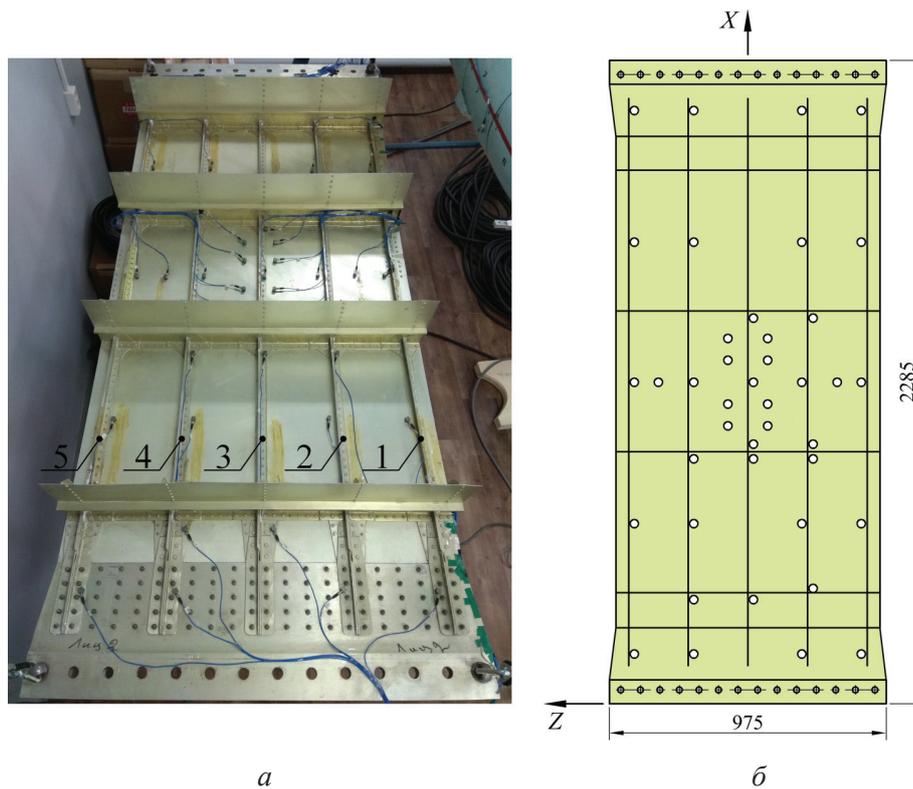


Рис. 1. Внешний вид панели (а) и схема установки акселерометров (б)  
 Fig. 1. The panel assembled representation (a) and the accelerometers installation diagram (б)



Рис. 2. Общий вид экспериментальной установки  
 Fig. 2. The experimental plant assembled representation

обнаружения трещин. Исследовались следующие состояния панели [23]: исходное; концентратор напряжений в виде надреза в центре панели; разрушены стрингеры № 1 и 5; ремонтная накладка на трещине в стрингере № 5; трещина в стрингере № 2 длиной  $L$ , равной 5, 10 и 15 мм; трещина в стрингере № 2,  $L = 15$  мм с распространением вдоль стрингера.

## Результаты и их обсуждение

Нормирование параметра, оценивающего искажения портретов колебаний, необходимо, например, для отслеживания динамики развития дефекта. Поскольку способ нормирования может иметь большое значение в достоверности идентификации дефектов, рассмотрено несколько вариантов этого нормирования.

*Искажения каждого сигнала нормируются по максимальной амплитуде первой гармоники из всех зарегистрированных сигналов*

На рис. 3 и 4 представлены ненормированные (слева) и нормированные (справа) распределения искажений портретов колебаний для различных состояний панели. Стрелками отмечены положения дефектов. На представленных рисунках видно, что распределения искажений портретов колебаний качественно не отличаются друг от друга.

В таблице приведены абсолютные и нормированные значения искажений портретов

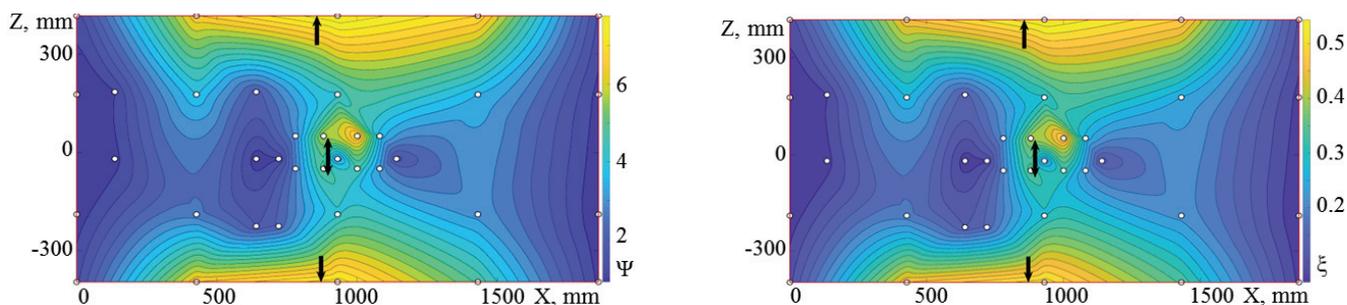


Рис. 3. Надрез в центре панели и трещины в стрингерах № 1 и 5

Fig. 3. The panel with a notch in its center and cracks in the stringers 1 and 5

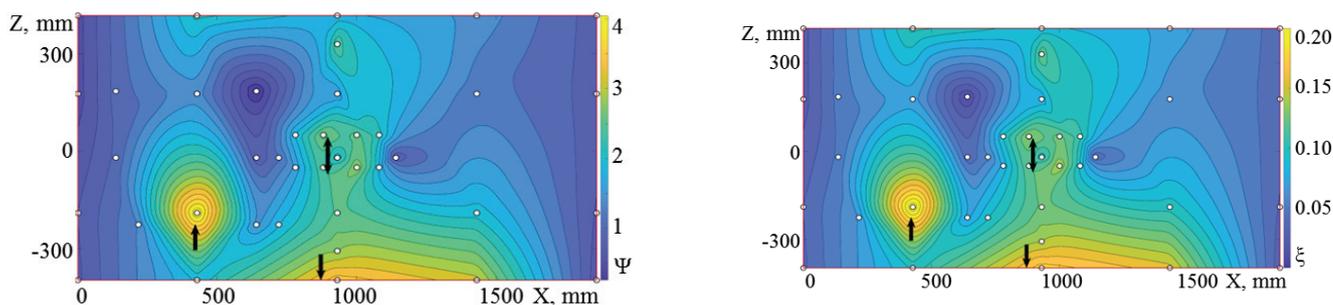


Рис. 4. Надрез в центре панели; трещина в стрингере № 1; ремонтная накладка на стрингере № 5; трещина в стрингере № 2,  $L = 15$  мм

Fig. 4. The panel with a notch in its center; crack in the stringer 1; repair of the crack in the stringer 5; crack in the stringer 2,  $L = 15$  mm

### Максимумы искажений портретов колебаний The distortions of vibration portraits maxima

Состояние панели / The panel state	$\Psi$	$\Delta\Psi, \%$	$\xi$	$\Delta\xi, \%$
Исходное / Initial	0,71	–	0,03	–
Панель с надрезом / Panel with a notch	5,13	725	0,06	205
Трещины в стрингерах № 1 и 5 / Cracks in stringers 1 and 5	8,13	1149	0,57	1979
Установлена ремонтная накладка на стрингере № 5 / Repair strip on the stringer 5	1,37	194	0,15	512
Трещина в стенке стрингера № 2 / Crack in the stringer wall No 2	1,74	246	0,26	920
Трещина в стрингере № 2, $L = 5$ мм / Crack in the stringer 2, $L = 5$ mm	2,04	289	0,30	1029
Трещина в стрингере № 2, $L = 10$ мм / Crack in the stringer 2, $L = 10$ mm	2,38	337	0,35	1206
Трещина в стрингере № 2, $L = 15$ мм / Crack in the stringer 2, $L = 15$ mm	9,89	1397	0,51	1791
Трещина в стрингере № 2, $L = 15$ мм, с распространением вдоль стрингера / Crack in the stringer 2, $L = 15$ mm with branch out along the center-line	13,16	1860	0,60	2099

колебаний, а также их изменения относительно исходного состояния ( $\Delta\Psi$ ,  $\Delta\xi$ ) для различных состояний панели. Следует отметить, что в приведенном примере нормированная величина искажений более чувствительна к появлению дефектов.

### Нормирование по амплитуде первой гармоники каждого сигнала

Такой способ нормирования искажений портретов колебаний показал свою эффективность в контроле люфтов в проводках управления самолетом, зазоров в местах стыковки агрегатов и смещений опор отклоняемых поверхностей [20, 22].

Нормированная величина искажений определяется по формуле

$$\xi_i = \frac{\max \Psi_i(t)}{(A_1)_i}, \quad (1)$$

где  $\max \Psi_i(t)$  – абсолютный максимум искажений за период;  $(A_1)_i$  – амплитуда колебаний первой гармоники;  $i$  – номер канала измерений.

На рис. 5 и 6 представлены поля распределения параметра  $\xi$ , вычисленного по формуле (1).

Из представленных на рис. 5 и 6 результатов следует, что при использовании такого способа нормирования максимумы параметра искажений портретов колебаний не всегда совпадают с реальным расположением дефектов. Если совпадение и происходит, то соотношение величин  $\xi$  не соответствует соотношениям размеров близлежащих дефектов. Сопоставление полей распределения параметра  $\xi$  при возбуждении различных тонов колебаний показало, что его максимумы находятся не вблизи дефектов, а вблизи узлов форм колебаний. Это явление

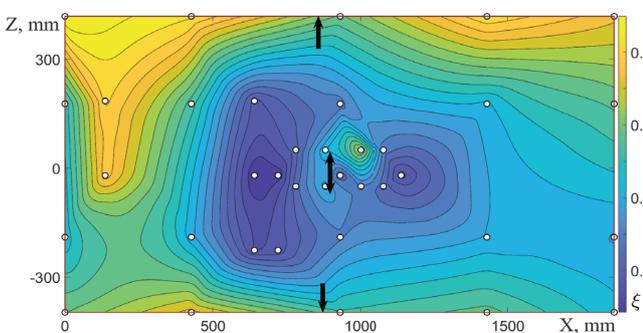


Рис. 5. Надрез в центре панели и трещины в стрингерах № 1 и 5

Fig. 5. The panel with a notch in its center and cracks in the stringers 1 and 5

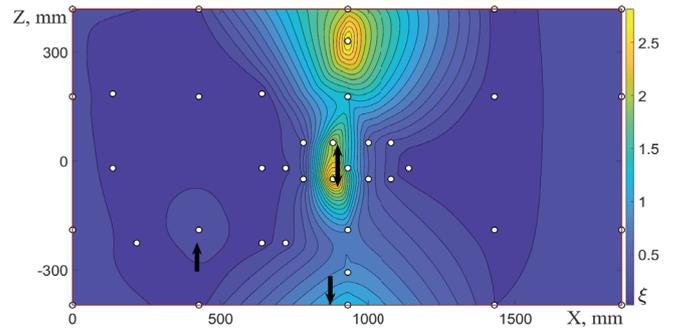


Рис. 6. Надрез в центре панели; трещина в стрингере № 1; ремонтная накладка на стрингере № 5; трещина в стрингере № 2,  $L = 15$  мм

Fig. 6. The panel with a notch in its center; crack in the stringer 1, repair of the crack in the stringer 5, and crack in the stringer 2,  $L = 15$  mm

объясняется следующим: трение и соударения берегов трещины порождают высокочастотные вибрации, распространяющиеся на неповрежденные части конструкции. Размеры области распространения зависят от амплитуды порождаемых вибраций и характеристик демпфирования исследуемого объекта. Ускорение в каждой точке конструкции можно представить в виде набора гармоник, причем нелинейные составляющие сигналов датчиков ускорений состоят из высших (по отношению к сигналу генератора в системе возбуждения колебаний) гармоник. В точках, близких к узлам формы колебаний, амплитуды высших гармоник могут превышать амплитуду первой гармоники и, следовательно, при приближении к узловой линии формы колебаний

$$\xi_i = \lim_{(A_1)_i \rightarrow 0} \frac{\max(\Psi_i(t))}{(A_1)_i} = \infty \quad (2)$$

при  $\max \Psi_i(t) \neq 0$ .

В экспериментальных исследованиях было обнаружено, что увеличение амплитуды колебаний панели приводит к стабилизации качественной картины распределения локальных максимумов параметра  $\xi$ , и положения максимумов соответствуют местоположениям дефектов (рис. 7). Это объясняется двумя причинами. Во-первых, для воспроизведения высоких амплитуд колебаний необходимо внешнее воздействие с большой амплитудой, для чего на устройства возбуждения колебаний подается повышенный управляющий сигнал. При прочих равных условиях это приводит к увеличению отношения

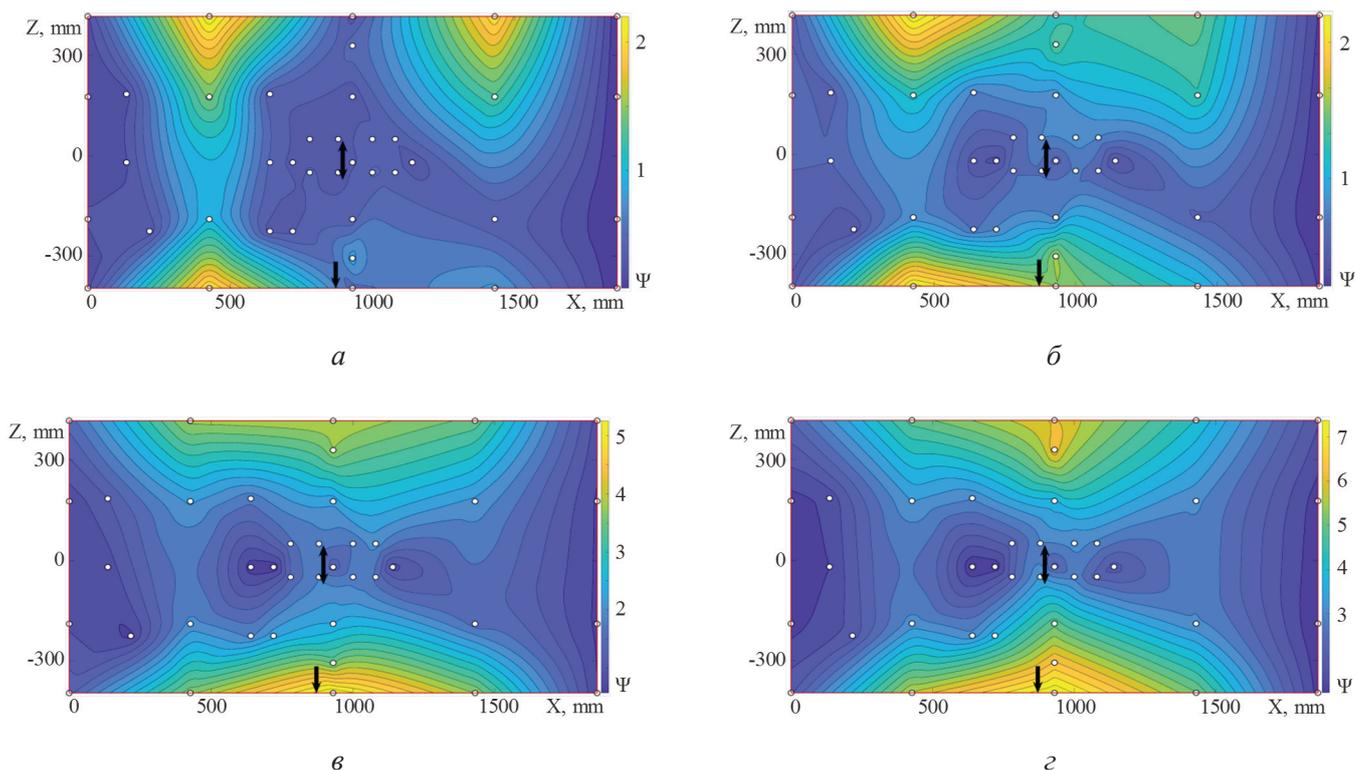


Рис. 7. Трещина в стрингере № 1 и ремонтная накладка на стрингере № 5: амплитуда перегрузки в центре панели:

$$a - 0,38; б - 0,66; в - 0,92; г - 1,46$$

Fig. 7. The panel with crack in stringer 1 and repair of the crack in the stringer 5: the load factor amplitude in the center of the panel:

$$a - 0.38; б - 0.66; в - 0.92; г - 1.46$$

сигнал/шум. Поскольку в системах управления нагружением и измерениями параметров колебаний присутствуют электрические помехи, то сигнал с повышенной амплитудой оказывается более близким к «чистому» гармоническому воздействию. Во-вторых, увеличение амплитуды колебаний конструкции приводит к увеличению амплитуд импульсов, порождаемых трением и соударением берегов трещин. Чем выше интенсивность возникающих высокочастотных вибраций, тем на большем удалении от места расположения дефекта их можно зарегистрировать. Но при этом необходимо иметь в виду, что уровень вибрационного воздействия на объект испытаний с целью диагностики его технического состояния ограничивается так, чтобы такие воздействия не приводили к накоплению усталостных повреждений.

В системах управления вибрационными испытаниями и измерениями параметров колебаний зачастую присутствуют электрические помехи, обусловленные наводками от сети питания,

электрических машин, электронных устройств и иных источников. Избавиться от них не всегда возможно, поэтому необходимо оценить влияние помех на достоверность обнаружения дефектов. Установлено, что наибольшие помехи возникают в цепях управления возбуждением колебаний.

Разрабатываемый способ обнаружения дефектов основан на выявлении отличий установленных вынужденных колебаний объекта диагностики от колебаний линейной системы под действием силы, изменяющейся по гармоническому закону. Наличие электрических помех в элементах системы возбуждения колебаний приводит к формированию воздействия на конструкцию, отличного от гармонического. Оценка уровня вносимых электрическими помехами искажений возможна по анализу спектральных составляющих сигналов датчиков сил (ДС), установленных в точках возбуждения колебаний.

На рис. 8 представлены распределения  $\xi$  по поверхности панели с надрезом и трещинами в

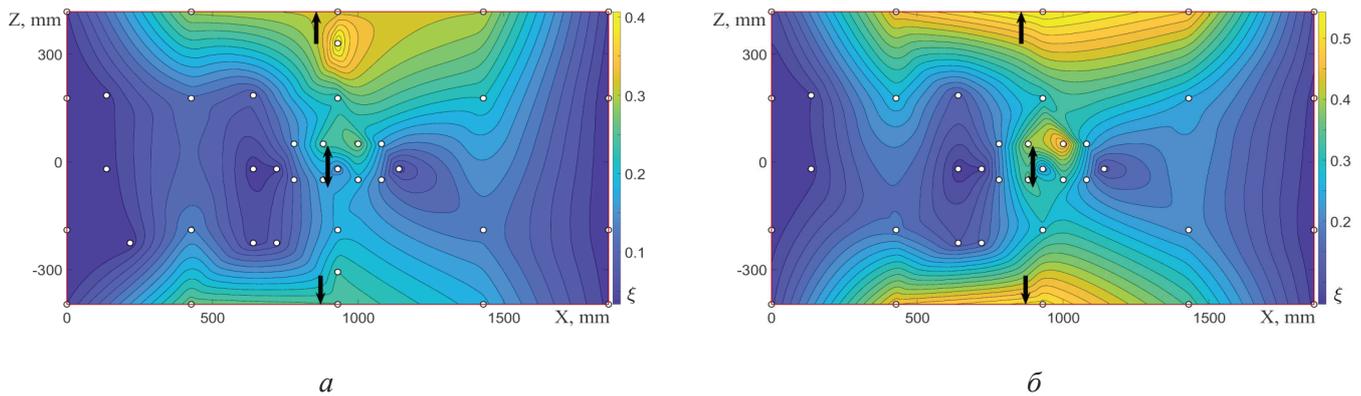


Рис. 8. Трещины в стрингерах № 1 и 5 и надрез в центре панели:

$a - v = 50 \text{ Гц}, Q = 13,9 \%$ ;  $v = 100 \text{ Гц}, Q = 6,0 \%$ ;  $v = 150 \text{ Гц}, Q = 34,4 \%$ ;  $v = 250 \text{ Гц}, Q = 5,3 \%$ ;  $v = 450 \text{ Гц}, Q = 31,3 \%$ ;  $b - v = 50 \text{ Гц}, Q = 7,60 \%$ ;  $v = 150 \text{ Гц}, Q = 17,6 \%$ ;  $v = 450 \text{ Гц}, Q = 16,5 \%$

Fig. 8. The panel with cracks in the stringers 1 and 5 and notch in the center:

$a - v = 50 \text{ Hz}, Q = 13,9 \%$ ;  $v = 100 \text{ Hz}, Q = 6,0 \%$ ;  $v = 150 \text{ Hz}, Q = 34,4 \%$ ;  $v = 250 \text{ Hz}, Q = 5,3 \%$ ;  $v = 450 \text{ Hz}, Q = 31,3 \%$ ;  $b - v = 50 \text{ Hz}, Q = 7,60 \%$ ;  $v = 150 \text{ Hz}, Q = 17,6 \%$ ;  $v = 450 \text{ Hz}, Q = 16,5 \%$

стрингерах № 1 и 5 при наличии электрических помех разного уровня. Указаны частоты высших гармоник  $v$  и их амплитуды  $Q$ , выраженные в процентах от амплитуды первой гармоники основного сигнала ДС. Принимались во внимание гармоники с относительными амплитудами  $Q$ , превышающими 5 %.

Результаты исследований показали, что идентификация местоположений дефектов надежна, если относительный уровень электрических помех не превышает 20 % амплитуды гармоники сигнала генератора. Следует также отметить, что если датчики сил расположены вблизи дефектов, то в спектрах сигнала ДС могут возникать гармонические составляющие, кратные гармонике сигнала генератора. Это объясняется влиянием нелинейных свойств конструкции, а не электрическими помехами.

Поскольку расположения дефектов панели определяются по расположениям датчиков, портреты колебаний которых имеют максимальные нелинейные искажения, то появление новых дефектов вблизи уже существующих может быть не обнаружено по причине «затенения» одного максимума другим. Для устранения этого явления предлагается вычитать одно распределение параметра искажений из другого. Таким способом можно исключить из анализа исходное состояние объекта испытаний, отследить динамику изменений состояния панели и зафиксировать развитие каждого дефекта в отдельности. Для этого распреде-

ления параметра  $\xi$  должны быть построены по результатам испытаний с одинаковыми амплитудами перегрузок в контрольных точках панели.

На рис. 9 показан пример исключения искажений, соответствующих исходному состоянию панели.

На рис. 10 проиллюстрировано исключение двух предшествующих состояний из распределения  $\xi$  для панели с надрезом в центральной части, трещиной в стрингере № 1, ремонтной накладкой на стрингере № 5 и трещиной в полке стрингера № 2 длиной 15 мм (рис. 10, а). Вычитание состояния с ремонтной накладкой на стрингере № 5 (рис. 10, б, в) позволяет выделить новый дефект – трещину в стрингере № 2, а вычитание состояния с длиной трещины 5 мм в полке стрингера № 2 – отследить развитие этого дефекта (рис. 10, г, д).

Помимо сопоставления распределений искажений портретов колебаний для разных состояний панели изложенный способ трансформации результатов испытаний позволяет исключать из рассмотрения искажения в любых произвольных точках на поверхности панели. Это может быть полезным при анализе и интерпретации результатов экспериментов.

На рис. 11–13 показаны примеры такого исключения для панели с надрезом в центральной части, трещиной в стрингере № 1, ремонтной накладкой на стрингере № 5 и трещиной в полке стрингера № 2. Распределение искажений

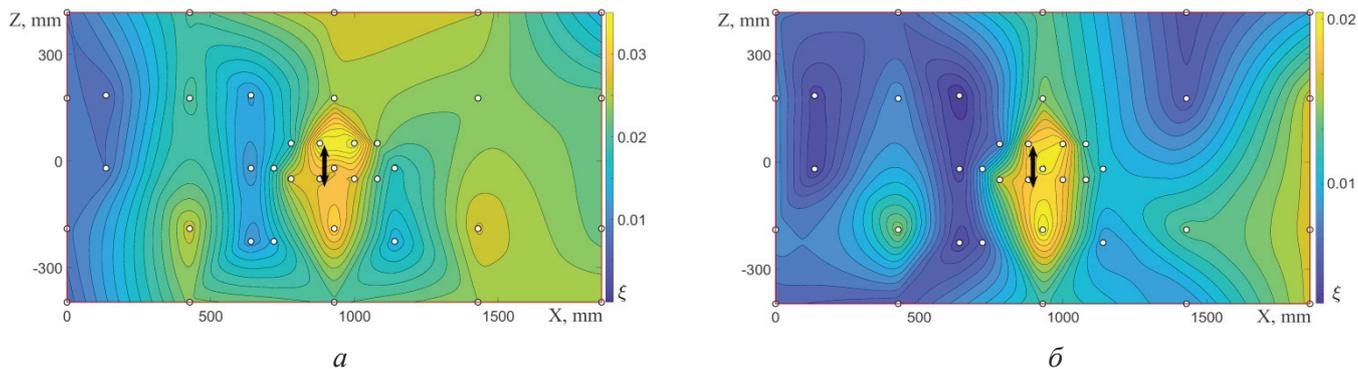


Рис. 9. Исключение исходного состояния для панели с надрезом:

*a* – надрез в центральной части; *б* – исключено исходное состояние

Fig. 9. Excluding the initial state for the panel with notch:

*a* – notch in center of the panel; *б* – excluding the initial state

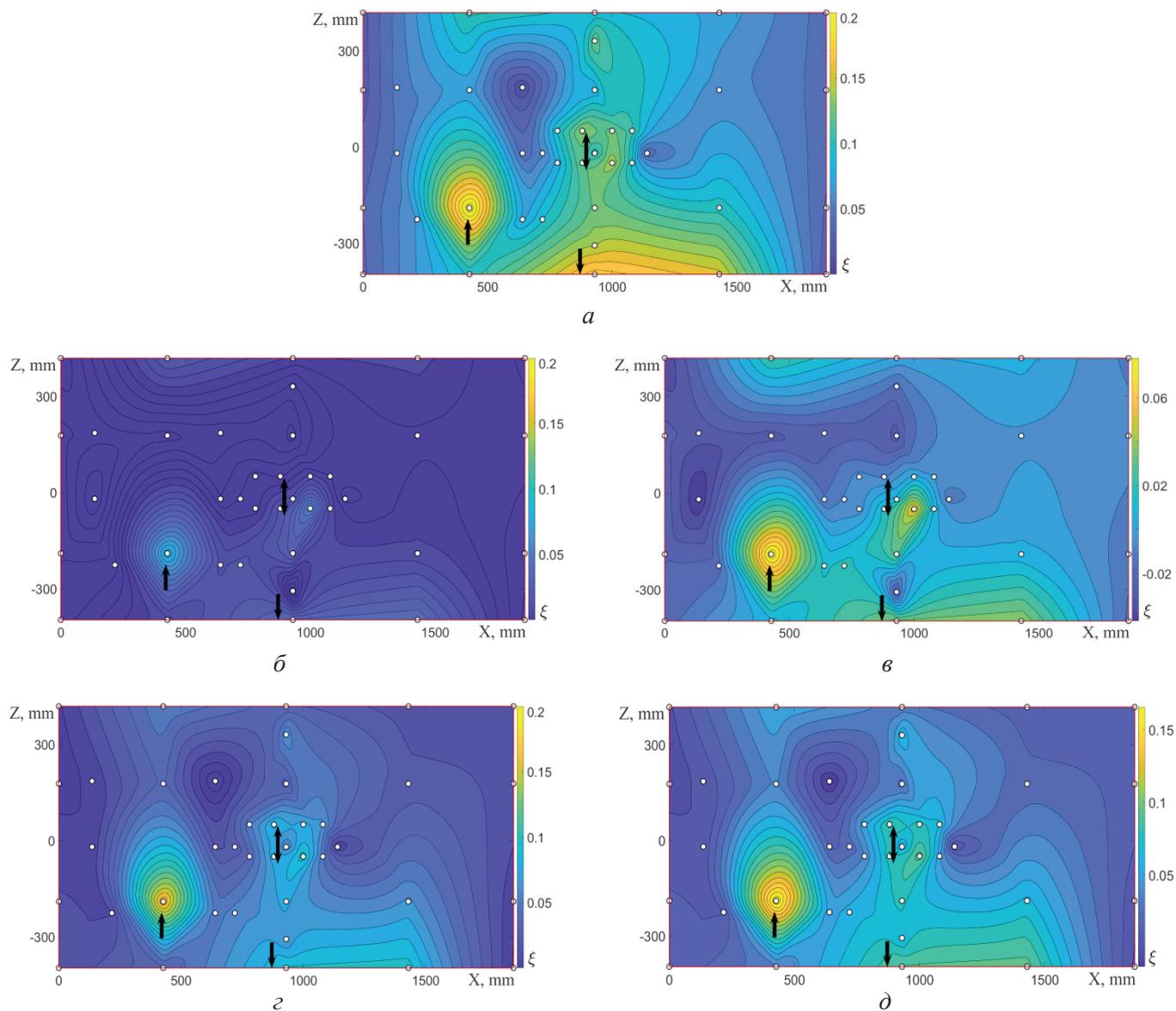


Рис. 10. Исключение предшествующих состояний для панели с трещиной в полке стрингера № 2 длиной 15 мм

Fig. 10. Excluding the previous states for the panel with crack in cap of the stringer 2 ( $L = 15$  mm)

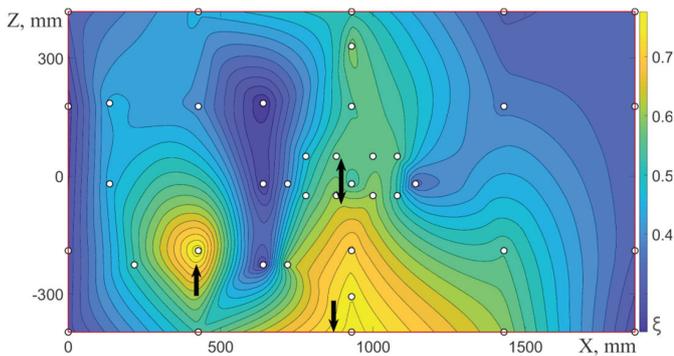


Рис. 11. Надрез в центре панели, трещина в стрингере № 1, ремонтная накладка на стрингере № 5 и трещина в полке стрингера № 2

Fig. 11. The panel with notch in the center; crack in the stringer 1; repair of the crack in the stringer 5 and crack in cap of the stringer 2

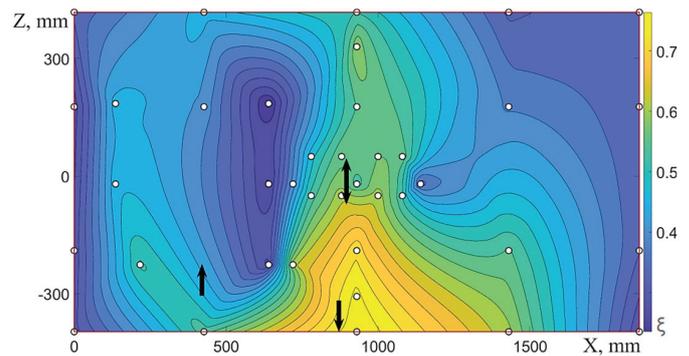


Рис. 12. Исключены искажения вблизи трещины в стрингере № 2

Fig. 12. Excluding distortions in the neighbor of crack in the stringer 2

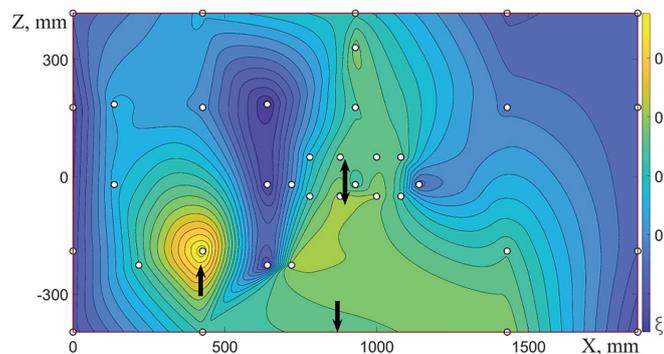


Рис. 13. Исключены искажения вблизи трещины в стрингере № 1

Fig. 13. Excluding distortions in the neighbor of crack in the stringer 1

портретов колебаний панели для рассматриваемого состояния представлено на рис. 11. Исключение из рассмотрения сигналов датчиков, находящихся вблизи трещины в стрингере № 2, позволяет выделить распределение параметра  $\xi$ , соответствующее трещине в стрингере № 1 и трещине с ремонтной накладкой в стрингере № 5 (рис. 12). Исключение из рассмотрения сигналов датчиков, находящихся вблизи трещины в стрингере № 1, позволяет более детально проследить за развитием трещины в стрингере № 2 (рис. 13).

На рис. 14 представлен результат обнаружения трещин в нервюрах крыла самолета в процессе их вибропрочностных испытаний.

## Выводы

По результатам диагностирования трещин в панели фюзеляжа самолета установлено, что способ нормирования искажений портретов колебаний имеет большое значение для обнаружения дефектов. Показано, что с ростом амплитуды вибраций панели достоверность идентификации дефектов повышается. Отмечено, что электрические помехи в системах возбуждения и измерения колебаний не снижают достоверности идентификации трещин, если амплитуды этих помех не превышают 20 % амплитуды сигнала управляющего генератора.

Разработан способ математической обработки распределений искажений портретов коле-

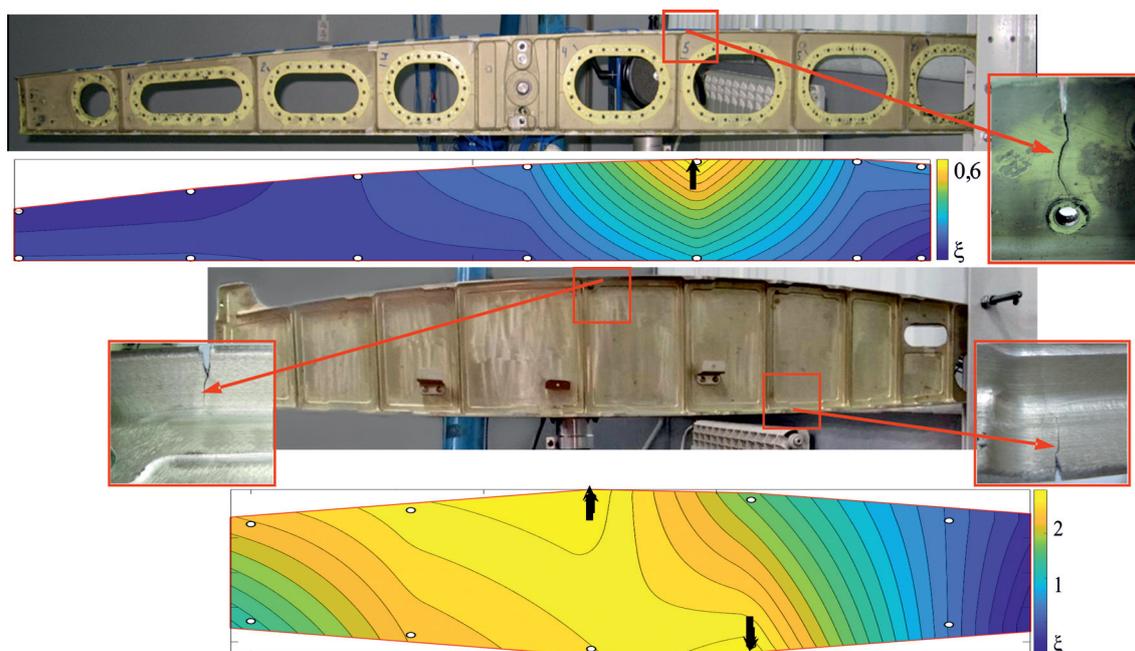


Рис. 14. Трещины в поясах нервюр крыла самолета

Fig. 14. The cracks in the caps of wing ribs

баний, позволяющий исключить из анализа исходное состояние объекта испытаний, отследить динамику изменений его состояния и зафиксировать развитие каждого дефекта в отдельности.

Результаты проведенных исследований позволяют обеспечить достоверность обнаружения трещин в металлических конструкциях по нелинейным искажениям портретов колебаний.

### Список литературы

1. Жуков Р.В. Обзор некоторых стандартов ISO/TC-108 в области диагностики машинного оборудования // Контроль. Диагностика. – 2004. – № 12. – С. 61–66.

2. Неразрушающий контроль. Т. 7, кн. 2. Вибродиагностика: справочник / Ф.Я. Балицкий, А.В. Барков, Н.А. Баркова и др. – М.: Машиностроение, 2005. – 829 с. – ISBN 5-217-03298-7.

3. Костюков В.Н., Науменко А.П. Основы виброакустической диагностики и мониторинга машин: учебное пособие. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2011. – 360 с. – ISBN 978-5-8149-1101-8.

4. Bachschmid N., Pennacchi P., Tanzi E. Cracked rotors: a survey on static and dynamic behaviour including modelling and diagnosis. – Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2010. – 408 p. – ISBN 978-3-642-01485-7.

5. Tiwari R. Rotor systems: analysis and identification. – Boca Raton: CRC Press, 2017. – 1069 p. – ISBN 978-1-138-03628-4.

6. Вибродиагностика авиационных конструкций. – М.: ГосНИИГА, 1986. – 95 с. – (Труды Государственного научно-исследовательского института гражданской авиации; вып. 256).

7. Постнов В.А. Определение повреждений упругих систем путем математической обработки частотных спектров, полученных из эксперимента // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2000. – № 6. – С. 155–160.

8. Косицын А.В. Метод вибродиагностики дефектов упругих конструкций на основе анализа собственных форм колебаний // Приборы и методы измерений. – 2011. – № 2 (3). – С. 129–135.

9. Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: a literature review: Technical report LA-13070-MS / S.W. Doebling, C.R. Farrar, M.B. Prime, D.W. Shevitz; Los Alamos National Laboratory. – Los Alamos, NM, 1996. – 132 p.

10. Dilella M., Morassi A. Damage detection in discrete vibrating systems // Journal of Sound and Vibration. – 2006. – Vol. 289. – P. 830–850. – DOI: 10.1016/j.jsv.2005.02.020.

11. Perera R., Fang S.-E., Huerta C. Structural crack detection without updated baseline model by single and multiobjective optimization // Mechanical System and Signal Processing. – 2009. – Vol. 23, iss. 3. – P. 752–768. – DOI: 10.1016/j.ymsp.2008.06.010.

12. Barbieri N., Barbieri R. Study of damage in beams with different boundary conditions // International

Journal of Civil, Environmental, Structural, Construction and Architectural Engineering. – 2013. – Vol. 7, N 6. – P. 399–405.

13. Kessler S.S., Spearing M.S., Soutis C. Structural health monitoring in composite materials using Lamb wave methods // Smart Materials and Structures. – 2002. – Vol. 11. – P. 269–278. – DOI: 10.1999/1307-6892/9351.

14. Nonlinear acoustics for fatigue crack detection – experimental investigations of vibro-acoustic wave modulations / A. Klepka, W.J. Staszewski, R.B. Jernal, M. Szewedo, J. Iwaniec, T. Uhl // Structural Health Monitoring. – 2011. – Vol. 11, iss. 2. – P. 197–211. – DOI: 10.1177/1475921711414236.

15. Critical aspects of experimental damage detection methodologies using nonlinear vibro-ultrasonics / M. Dunna, A. Carcionea, P. Blanloeuilb, M. Veidta // Procedia Engineering. – 2017. – Vol. 188. – P. 133–140. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.04.466.

16. Бовсуновский А.П., Матвеев В.В. Вибродиагностические параметры усталостной поврежденности упругих тел // Механічна втома металів. Праці 13-го Міжнародного колоквиуму (МВМ-2006), 25–28 вересня 2006 року. – Тернопіль, 2006. – P. 212–218.

17. Цыфанский С.Л., Бересневич В.И., Лушников Б.В. Нелинейная вибродиагностика машин и механизмов. – Рига: ; Рижский техн. ун-т, 2008. – 366 с. – ISBN 978-9984-32-194-3.

18. Diana G., Bachmid N., Angel F. An on-line crack detection method for turbo generator rotors // Proceedings of International Conference on the Rotordynamics, JSME, September 14–17, 1986, Tokyo. – Tokyo, 1986. – P. 385–390.

19. Контроль соосности установки отклоняемых поверхностей по результатам вибрационных испытаний / В.А. Бернс, А.П. Бобрышев, В.Л. Присекин, В.Ф. Самуйлов // Вестник Московского авиационного института. – 2008. – Т. 15, № 1. – С. 87–91.

20. Способ контроля люфтов в механических проводках управления самолетов / В.А. Бернс, А.П. Бобрышев, В.Л. Присекин, А.И. Белоусов, В.Ф. Самуйлов // Полет. – 2007. – № 12. – С. 50–53.

21. Al-Khazali H.A.H., Askari M.R. Geometrical and graphical representations analysis of Lissajous figures in rotor dynamic system // IOSR Journal of Engineering. – 2012. – Vol. 2 (5). – P. 971–978.

22. Опыт контроля дефектов летательных аппаратов по параметрам вибраций / В.А. Бернс, Е.А. Лысенко, А.В. Долгополов, Е.П. Жуков // Известия Самарского научного центра РАН. – 2016. – Т. 18, № 4. – С. 86–96.

23. Диагностирование трещин в металлических панелях по нелинейным искажениям портретов колебаний / В.А. Бернс, Е.П. Жуков, В.В. Маленкова, Е.А. Лысенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 6–17. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-6-17.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Studies on the Reliability of Crack Diagnosis by the Forced Oscillations Portraits Distortions

Vladimir Berns<sup>1, 2, a, \*</sup>, Egor Zhukov<sup>1, b</sup>, Pavel Lakiza<sup>1, c</sup>, Evgenii Lysenko<sup>3, d</sup>

<sup>1</sup> Siberian Aeronautical Research Institute named after S. A. Chaplygin, 21 Polzunov str., Novosibirsk, 630051, Russian Federation

<sup>2</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>3</sup> Academician M.F. Reshetnev Information Satellite Systems, 52 Lenin str., Zheleznogorsk, 662972, Russian Federation

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-2231-7581>,  [v.berns@yandex.ru](mailto:v.berns@yandex.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-6378-6352>,  [zh-ep@yandex.ru](mailto:zh-ep@yandex.ru),

<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-3863-2762>,  [qinterfly@gmail.com](mailto:qinterfly@gmail.com), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5561-2934>,  [mla340@iss-reshetnev.ru](mailto:mla340@iss-reshetnev.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 15 March 2019

Revised: 25 April 2019

Accepted: 04 May 2019

Available online: 15 June 2019

##### Keywords:

Airframe elements

Fatigue crack

Vibration diagnostics of cracks

Nonlinear distortions of the oscillations portrait

Normalization of the oscillation portraits distortions

Influence of the oscillations amplitude

Electrical interference

Tracking the state of the test object

#### ABSTRACT

**Introduction.** One of the methods for the vibration diagnosis of fatigue cracks in the airframe metal elements is based on the analysis of the monitor objects forced oscillations portraits. The assessment of the reliability of this method in relation to real structures is an urgent task. **Objective of the work:** to assure the reliability of cracks detecting in metal structures by nonlinear distortions of oscillations portraits. **Research technique.** With the help of harmonic sources, forced oscillations of the diagnosed structure are created and recorded by acceleration sensors. Initially, the acceleration sensors are placed with condensation in the most loaded areas, which are determined by the calculations results or in vibration tests. Then, the sensors positions can be shifted to the defect locations. The signal of each sensor is represented as an oscillations portrait, the vertical scanning of which is proportional to this signal, and the horizontal one – to the first harmonic of the signal, phase shifted by  $\pi/2$ . Such an oscillation portrait is a circle for a linear dynamic system. The fatigue crack initiation is accompanied by nonlinear distortions of the oscillation portraits because of the collision of its edges and dry friction at the tips. For the numerical evaluation of distortions, the first harmonic is subtracted from the Fourier series for the oscillations portrait; the absolute maximum for the oscillation period is determined in the series remainder, the maximum value related to the first harmonic amplitude and is taken as the distortion parameter. Distributions of the oscillation portraits distortion parameter are built over the surface of the test object. Locations of cracks are determined from the locations of the distortions local maximums. At the same time, the amplitudes of the oscillations of the airframe and the methods of normalizing the distortion parameter changed, electrical interference in the test equipment systems are evaluated. **Results and discussions.** The reliability of the fatigue cracks detecting by distortions of the oscillations portraits are estimated by the example of the aircraft fuselage metal panel diagnosing. The influence of the panel vibrations amplitude, the method of normalization of the oscillation portraits distortions and the level of electrical interference in the excitation system on the effectiveness of crack diagnosis is established. A method for mathematical processing of distributions of the oscillations portraits distortion parameter, allowing to exclude the initial state of the test object from analysis, to track the dynamics of changes in its state and record the development of each defect separately, to eliminate the influence of the fastening system that can introduce nonlinearities in the test object oscillations is proposed to improve the reliability of defects diagnosis. The result of cracks detection in the aircraft wing ribs in the process of strength tests is presented.

**For citation:** Berns V.A., Zhukov E.P., Lakiza P.A., Lysenko E.A. Studies on the reliability of crack diagnosis by the forced oscillations portraits distortions. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 26–39. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-26-39. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Berns Vladimir A., D.Sc. (Engineering), Associate Professor  
 Novosibirsk State Technical University,  
 20 Prospekt K. Marksa,  
 630073, Novosibirsk, Russian Federation  
 Tel.: 8 (383) 346-31-21, e-mail: v.berns@yandex.ru

## References

1. Zhukov R.V. Obzor nekotorykh standartov ISO/TC-108 v oblasti diagnostiki mashinnogo oborudovaniya [An overview of some ISO/TC-108 standards in the field of machinery diagnostics]. *Kontrol'. Diagnostika = Testing. Diagnostics*, 2004, no. 12, pp. 61–66.
2. Balitskii F.Ya., Barkov A.V., Barkova N.A., Vasil'eva R.V., Gol'din A.S., Zusman A.V., Sokolova A.G., Shirman A.R., Yakubovich V.A. *Nerazrushayushchii kontrol'*. T. 7, kn. 2. *Vibrodiagnostika* [Non-destructive testing. Vol. 7, bk. 2. Vibration-based diagnostics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 829 p. ISBN 5-217-03298-7.
3. Kostyukov V.N., Naumenko A.P. *Osnovy vibroakusticheskoi diagnostiki i monitoringa mashin* [Basics of vibroacoustic diagnostics and monitoring of machines]. Omsk, OmSTU Publ., 2011. 360 p. ISBN 978-5-8149-1101-8.
4. Bachschmid N., Pennacchi P., Tanzi E. *Cracked rotors: a survey on static and dynamic behaviour including modelling and diagnosis*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag, 2010. 408 p. ISBN 978-3-642-01485-7.
5. Tiwari R. *Rotor systems: analysis and identification*. Boca Raton, CRC Press, 2017. 1069 p. ISBN 978-1-138-03628-4.
6. *Vibrodiagnostika aviatsionnykh konstruksii* [Vibrodiagnostics aircraft structures]. Moscow, GosNIIGA Publ., 1986. 95 p.
7. Postnov V.A. Opredelenie povrezhdenii uprugikh sistem putem matematicheskoi obrabotki chastotnykh spektrov, poluchennykh iz eksperimenta [Determination of elastic systems damages by mathematical treatment of frequency spectra obtained from the experiment]. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Mekhanika tverdogo tela = Mechanics of Solids*, 2000, no. 6, pp. 155–160. (In Russian).
8. Kositsyn A.V. Metod vibrodiagnostiki defektov uprugikh konstruksii na osnove analiza sobstvennykh form kolebaniy [Method of the vibrating diagnostics of defects of elastic designs on the basis of the analysis own forms of fluctuations]. *Pribory i metody izmerenii = Devices and Methods of Measurements*, 2011, no. 2 (3), pp. 129–135.
9. Doebling S.W., Farrar C.R., Prime M.B., Shevitz D.W. *Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: a literature review. Technical report LA-13070-MS*. Los Alamos National Laboratory. Los Alamos, NM, 1996. 132 p.
10. Dilena M., Morassi A. Damage detection in discrete vibrating systems. *Journal of Sound and Vibration*, 2006, vol. 289, pp. 830–850. DOI: 10.1016/j.jsv.2005.02.020.
11. Perera R., Fang S.-E., Huerta C. Structural crack detection without updated baseline model by single and multiobjective optimization. *Mechanical System and Signal Processing*, 2009, vol. 23, iss. 3, pp. 752–768. DOI: 10.1016/j.ymsp.2008.06.010.
12. Barbieri N., Barbieri R. Study of damage in beams with different boundary conditions. *International Journal of Civil, Environmental, Structural, Construction and Architectural Engineering*, 2013, vol. 7, no. 6, pp. 399–405.
13. Kessler S.S., Spearing M.S., Soutis C. Structural health monitoring in composite materials using Lamb wave methods. *Smart Materials and Structures*, 2002, vol. 11, pp. 269–278. DOI: 10.1999/1307-6892/9351.
14. Klepka A., Staszewski W.J., Jenal R.B., Szewedo M., Iwaniec J., Uhl T. Nonlinear acoustics for fatigue crack detection – experimental investigations of vibro-acoustic wave modulations. *Structural Health Monitoring*, 2011, vol. 11, iss. 2, pp. 197–211. DOI: 10.1177/1475921711414236.
15. Dunna M., Carcione A., Blanloeuil P., Veidta M. Critical aspects of experimental damage detection methodologies using nonlinear vibro-ultrasonics. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 188, pp. 133–140. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.04.466.
16. Bovsunovskii A.P., Matveev V.V. Vibrodiagnosticheskie parametry ustalostnoi povrezhdenosti uprugikh tel [Vibrational diagnostics parameters of fatigue damage in elastic bodies]. *Mechanical Fatigue of Metals: Proceeding of the 13-th International Colloquium (MFM)*, Ternopil, 25–28 September 2006, pp. 212–218. (In Russian).
17. Tsyfanskii S.L., Beresnevich V.I., Lushnikov B.V. *Nelineinaya vibrodiagnostika mashin i mekhanizmov* [Nonlinear vibration of machines and mechanisms]. Riga, Riga Technical University Publ., 2008. 366 p. ISBN 978-9984-32-194-3.
18. Diana G., Bachmid N., Angel F. An on-line crack detection method for turbo generator rotors. *Proceedings of International Conference on the Rotordynamics*, JSME, September 14–17, 1986, Tokyo, pp. 385–390.
19. Berns V.A., Bobryshev A.P., Prisekin V.L., Samuilov V.F. *Kontrol' soosnosti ustanovki otklonyaemykh poverkhnostei po rezul'tatam vibratsionnykh ispytaniy* [Coaxiality monitoring for deflecting surfaces basing on

vibration tests]. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta = Aerospace MAI Journal*, 2008, vol. 15, no. 1, pp. 87–91.

20. Bobryshev A.P., Berns V.A., Prisekin V.L., Belousov A.I., Samuilov V.F. Sposob kontrolya lyuftov v mekhanicheskikh provodkakh upravleniya samoletov [Play control method in mechanical aircraft control joints]. *Polet = Polyot*, 2007, no. 12, pp. 50–53. (In Russian).

21. Al-Khazali H.A.H., Askari M.R. Geometrical and graphical representations analysis of Lissajous figures in rotor dynamic system. *IOSR Journal of Engineering*, 2012, vol. 2 (5), pp. 971–978.

22. Berns V.A., Lysenko E.A., Dolgoplov A.V., Zhukov E.P. Opyt kontrolya defektov letatel'nykh apparatov po parametram vibratsii [Experience of aircraft defects monitoring by vibration parameters]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2016, vol. 18, no. 4, pp. 86–96. (In Russian).

23. Berns V.A., Zhukov E.P., Malenkova V.V., Lysenko E.A. Diagnosis of cracks in metal panels by non-linear distortions of vibration portraits. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 6–17. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-6-17. (In Russian).

## 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Применение способа подвода ультразвукового воздействия и оценка его эффективности при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов

Алексей Иванов <sup>a, \*</sup>, Владимир Белобородов <sup>b</sup>, Владимир Красновейкин <sup>c</sup>,  
 Валерий Рубцов <sup>d</sup>, Евгений Колубаев <sup>e</sup>

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

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0001-8959-8499>, [ivan@ispms.tsc.ru](mailto:ivan@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0003-4609-1617>, [vabel@ispms.tsc.ru](mailto:vabel@ispms.tsc.ru),  
<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0003-1405-0597>, [volodia74ms@yandex.ru](mailto:volodia74ms@yandex.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru),  
<sup>e</sup> <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14:620.172.242

#### История статьи:

Поступила: 18 марта 2019  
 Рецензирование: 17 апреля 2019  
 Принята к печати: 04 мая 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием  
 Ультразвуковое воздействие  
 Лазерная доплеровская виброметрия  
 Алюминиевый сплав

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Технологические возможности сварки трением с перемешиванием имеют ограничения, связанные с образованием сварочных дефектов, изменением структуры материала и возникновением остаточных напряжений, что ухудшает эксплуатационные характеристики сварных соединений. Известным методом улучшения характеристик сварных соединений является приложение различными способами ультразвукового воздействия в процессе сварки. Однако применение таких способов либо требует сложного технологического оснащения, либо сопровождается значительными потерями мощности и затуханием ультразвуковых колебаний. Перспективным представляется приложение ультразвукового воздействия способом с жесткой фиксацией сонотрода на свариваемом материале, поскольку он не требует сложного технологического оснащения и обеспечивает эффективную передачу колебаний в зону формирования сварного соединения. **Целью работы** является оценка эффективности ультразвукового воздействия способом с жесткой фиксацией сонотрода, путем измерения интенсивности результирующих колебаний и анализа их влияния на прочностные характеристики сварных соединений, получаемых сваркой трением с перемешиванием. **Результаты и обсуждение.** При помощи лазерной доплеровской виброметрии проведено сравнение двух способов подвода ультразвуковых колебаний. Показано, что способ с жесткой фиксацией сонотрода является более эффективным в сравнении с контактным способом, поскольку при значительно меньшей подводимой мощности обеспечивает интенсивность воздействия колебаний в 2,5...4 раза выше на весь объем материала независимо от расстояния до места их приложения. Механические испытания образцов сварных соединений из сплава Д16Т, полученных сваркой трением с перемешиванием, продемонстрировали, что приложение ультразвуковых колебаний в процессе сварки приводит к повышению прочности на разрыв в соединениях на 10...13%. При этом достигнутая максимальная прочность составляет 92% от прочности основного металла. Кроме того, показано, что приложение ультразвуковых колебаний в процессе сварки соединений толщиной 2,5 и 5,0 мм привело к повышению прочности материала в зоне перемешивания, а для соединений толщиной 10,0 мм – к упрочнению в зоне термомеханического воздействия.

**Для цитирования:** Применение способа подвода ультразвукового воздействия и оценка его эффективности при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов / А.Н. Иванов, В.А. Белобородов, В.А. Красновейкин, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 40–52. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-40-52.

## Введение

Сварка трением с перемешиванием является перспективным способом получения неразъемных соединений и может рассматриваться в качестве альтернативы традиционным способам

сварки плавлением особенно применительно к алюминиевым сплавам [1, 2]. При оптимальном сочетании параметров сварочного режима такая сварка позволяет формировать неразъемные соединения, прочностные и усталостные характеристики которых приближаются к характеристикам основного металла [3]. Технологические возможности сварки имеют некоторые ограничения, связанные с образованием сварочных дефектов [4], изменением структуры материала в зоне формирования сварного шва [5] и

#### \*Адрес для переписки

Иванов Алексей Николаевич, м.н.с.  
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
 пр. Академический 2/4,  
 г. Томск, 634055, Россия  
 Тел.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: [ivan@ispms.tsc.ru](mailto:ivan@ispms.tsc.ru)

возникновением остаточных напряжений [6]. Для устранения указанных ограничений разрабатываются различные способы воздействия на исходный материал либо сварное соединение как в процессе, так и после его формирования [7–9].

Одним из методов улучшения характеристик сварных соединений является приложение ультразвуковых колебаний непосредственно в процессе сварки. В результате наблюдается снижение дефектообразования и повышение их прочностных и усталостных характеристик [10]. Кроме того, приложение ультразвукового воздействия оказывает влияние и на параметры сварочного процесса, такие как усилие сварки и осевое усилие на инструменте, повышающие эффективность процесса формирования сварного соединения [11].

На сегодняшний день известны несколько основных способов приложения ультразвуковых колебаний в процессе сварки. Широко используется контактное с усилием прижима приложение колебаний к сварочному инструменту [12] в его радиальном [13] и осевом [14] направлении, которое преобразуется в высокочастотные механические колебания, передаваемые от инструмента к свариваемому материалу. Однако данный способ либо требует сложного технологического оснащения, либо сопровождается большими потерями мощности при передаче колебаний от их источника к свариваемому материалу [15].

Другим способом является контактное с усилием прижима приложение ультразвуковых колебаний к свариваемому материалу. Для передачи колебаний к заготовке от сонотрода (волновода) используется закрепленный на его конце специальный индентор округлой формы, изготовленный из материала с высокой твердостью [16, 17]. Недостатком контактного способа является низкая эффективность передачи колебаний – соотношение генерируемой источником и поступающей к материалу мощности может колебаться в пределах от 3:1 до 6:1 [18].

Авторами настоящей работы предложен способ ультразвукового воздействия на свариваемый материал с жесткой фиксацией сонотрода [19], не требующий сложного технологического оснащения и обеспечивающий эффективную передачу колебаний в зону образования сварного соединения в процессе сварки.

Целью работы является оценка эффективности ультразвукового воздействия, подводимого способом с жесткой фиксацией сонотрода, путем измерения интенсивности результирующих колебаний и анализа их влияния на прочностные характеристики сварных соединений, получаемых сваркой трением с перемешиванием.

### Методика исследований

Исследования проводились с использованием экспериментального стенда для сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием (рис. 1, а), разработанного ИФПМ СО РАН совместно с ЗАО «Сеспель» и комплекта ультразвукового оборудования, разработанного ООО «УЗОиТ».

Комплект ультразвукового оборудования включал в себя: охлаждаемый магнестрикционный преобразователь с резонансными сонотродами первой и второй ступени, изготовленными из высокопрочного титанового сплава (рис. 1, б); генератор ультразвуковых колебаний с функцией автоматического поиска и подстройки резонансной частоты преобразователя (рис. 1, в); автономный охладитель магнестрикционного преобразователя (рис. 1, г). Прямолинейный сонотрод первой ступени диаметром 32 мм интегрирован с магнестриктором. Сонотрод второй ступени диаметром 22 мм имел изгиб 90° и прикреплялся к сонотроду первой ступени с помощью соединительного винта (рис. 2). Данное оборудование обеспечивало генерацию ультразвуковых колебаний частотой  $22 \pm 1,65$  кГц и мощностью до 2 кВт.

С помощью комплекта оборудования были реализованы два способа подвода ультразвуковых колебаний с целью сравнения интенсивности их воздействия на свариваемый материал. Первый способ заключается в жесткой фиксации сонотрода и реализуется креплением к одной из заготовок через технологическое отверстие сонотрода второй ступени с фиксацией болтом таким образом, чтобы обеспечить плотный контакт его торца с поверхностью свариваемого материала (рис. 2, а). Момент затяжки болта составлял 150...200 Н·м.

Вторым способом является контактный с усилием прижима подвод колебаний, который реализуется следующим образом. На торце

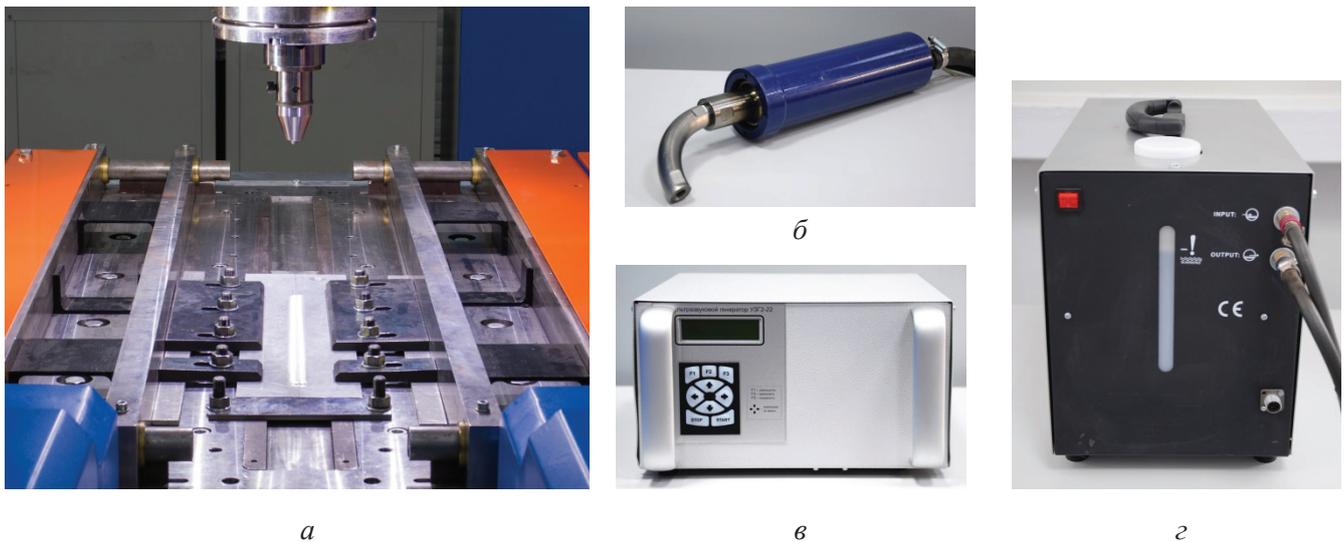


Рис. 1. Экспериментальный стенд для сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием: рабочий стол оборудования (а); магнитоистриктор с сонодами первой и второй ступени (б); генератор ультразвуковых колебаний (в); охладитель (г)

Fig. 1. The test bench for ultrasonic-assisted friction stir welding: welding table of the welding machine (a); magnetostrictor with first-stage and second-stage sonotrods (b); ultrasonic generator (c); cooler (d)

сонограда второй ступени с использованием резьбового соединения закреплялся твердосплавный наконечник сферической формы радиусом 20 мм. С использованием специальной оснастки магнитоистриктор монтировался на рабочем столе оборудования с прижимом наконечника к образцу с усилием  $F_N = 150$  Н, достаточным для исключения его отрыва от поверхности при передаче колебаний (рис. 2, б). При этом магнитоистриктор устанавливался так, чтобы торец сонограда второй ступени был параллелен поверхности образца. Таким образом, ввод колебаний осуществлялся максимально эффективно – под углом  $90^\circ$  к поверхности.

Интенсивность ультразвукового воздействия оценивалась по результатам измерений виброскоростей методом лазерной виброметрии с использованием доплеровского сканирующего виброметра PSV-500-3D. Измерения проводились на образце, представляющем собой пластину из сплава Д16Т размером  $600 \times 120$  мм толщиной 12,0 мм. Для измерения поля виброскоростей на поверхностях образца применялась сканирующая 3D-голова виброметра. Синхронизация осуществлялась по опорному сигналу, который получали с торца сонограда первой ступени с помощью 1D-головы виброметра (рис. 2). Сканирование проводилось по лицевой поверхности

образца, а также по торцевой поверхности, удаленной от места подвода колебаний (рис. 2, в, г).

Ввиду ограничения прямой видимости лицевой поверхности заготовки, закрепленной на сварочном столе, ее сканирование выполнялось с использованием металлического зеркала из комплекта поставки виброметра. Зеркало устанавливалось под углом  $45^\circ$  к поверхности заготовки и обеспечивало необходимый обзор для ее сканирования. Размер области сканирования лицевой поверхности, расположенной на расстоянии 5 мм от места ввода колебаний, составлял  $\approx 180 \times 85$  мм. При сканировании торца захватывалось все поперечное сечение образца. Область сканирования разбивалась на прямоугольную сетку с шагом  $\approx 1,2$  мм, в каждом узле которой проводились прямые бесконтактные измерения величины компоненты виброскорости, нормальной к поверхности образца.

По измеренным значениям компонента виброскорости программным обеспечением виброметра рассчитывалось соответствующее значение компонента виброперемещения. В качестве критерия интенсивности воздействия принималась величина амплитуды виброперемещения, которая показывает, насколько смещается из положения равновесия точка на поверхности образца при прохождении через нее ультразвуковой волны.

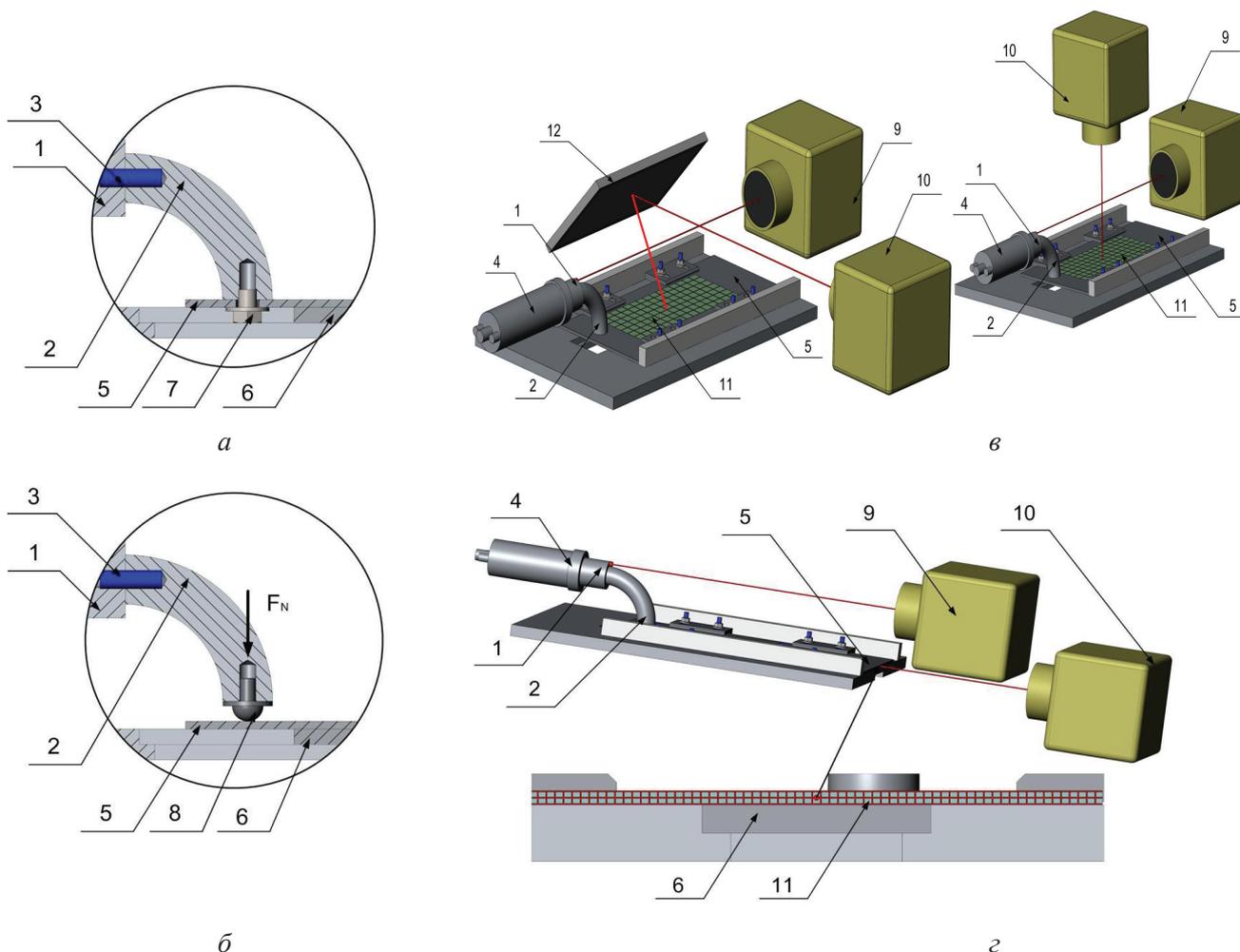


Рис. 2. Способы подвода ультразвукового воздействия с фиксацией сонотрода (а), с контактом и усилием прижима (б) и схемы сканирования лицевой (в) и торцевой (г) поверхности образца:

1 – сонотрод первой ступени; 2 – сонотрод второй ступени; 3 – соединительный винт; 4 – магнитостриктор; 5 – образец; 6 – подложка; 7 – фиксирующий болт; 8 – твердосплавный сферический наконечник; 9 – 1D голова виброметра; 10 – сканирующая 3D голова виброметра; 11 – зона сканирования; 12 – зеркало

Fig. 2. Ways of ultrasonic assistance with using the sonotrode fixation (a), with using the contact and pressure (б) and scans of the face surface (в) and the front edge (г) of the workpiece:

1 – first-stage sonotrode; 2 – second-stage sonotrode; 3 – joining screw; 4 – magnetostrictor; 5 – workpiece; 6 – backing plate; 7 – fixing bolt; 8 – spherical hard-alloy tip; 9 – 1D vibrometer head; 10 – 3D vibrometer scanning head; 11 – scanned area; 12 – mirror

Процесс сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием выполнялся следующим образом. Заготовки свариваемого материала толщиной  $h$  с предварительно обработанными кромками устанавливались на рабочий стол оборудования с подложкой (рис. 3). Фиксация заготовок в направлении оси  $Z$  осуществлялась прижимными планками, а в направлении оси  $Y$  – фиксаторами, обеспечивающими прижим свариваемых кромок друг к другу. К одной из заготовок через технологическое отверстие крепился сонотрод второй ступени магнитостриктора согласно схеме (рис. 2, а).

После приложения ультразвуковых колебаний с мощностью  $P_{US}$  шпиндель, с установленным в нем инструментом, перемещался по оси  $Z$  до касания пина инструмента поверхности заготовок свариваемого материала по линии их стыка. Далее инструменту сообщалось вращение с частотой  $RR_T$  и усилие внедрения  $F_p$ . Инструмент внедрялся в материал заготовок до касания его заплечиков поверхности заготовок, затем инструменту сообщалось перемещение вдоль оси  $X$  со скоростью  $V_w$  (скорость сварки). При поступательном перемещении вращающегося инструмента вдоль линии стыка заготовок

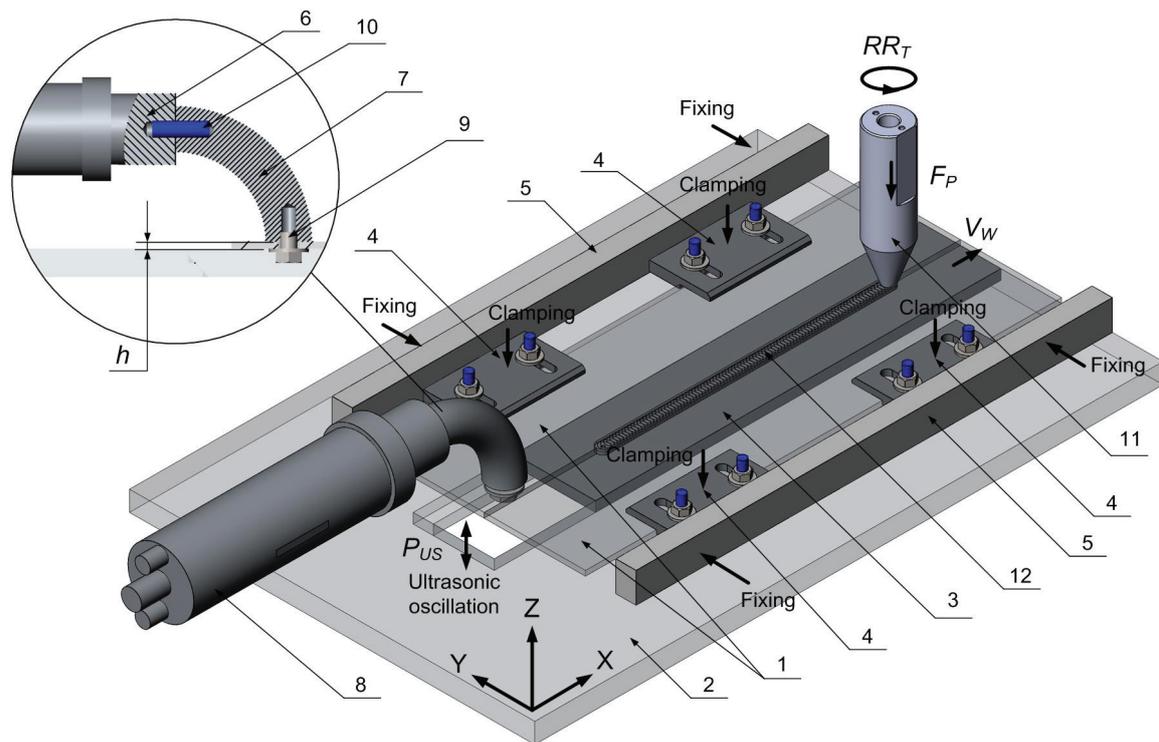


Рис. 3. Схема процесса сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием: 1 – образец; 2 – рабочий стол; 3 – подложка; 4 – прижимные планки; 5 – фиксаторы; 6 – соноотрод первой ступени; 7 – соноотрод второй ступени; 8 – магнестриктор; 9 – фиксирующий болт; 10 – соединительный винт; 11 – сварочный инструмент; 12 – сварное соединение

Fig. 3. Flowchart of ultrasonic-assisted friction stir welding process:

1 – workpiece; 2 – welding table; 3 – backing plate; 4 – clamping plates; 5 – fixing clamps; 6 – first-stage sonotrode; 7 – second-stage sonotrode; 8 – magnetostrictor; 9 – fixing bolt; 10 – joining screw; 11 – welding tool; 12 – weld seam

на заданную длину формировалось сварное соединение.

Данным способом были получены образцы сварных соединений из алюминиевого сплава Д16Т. Образцы получены при одинаковых параметрах как с приложением, так и без приложения ультразвуковых колебаний. Технологические параметры получения образцов приведены в таблице.

Для оценки влияния ультразвукового воздействия на механические свойства были проведены испытания образцов полученных соединений на одноосное растяжение. Значения предела прочности определены при растяжении со скоростью 15 мм/мин с использованием универсальной испытательной машины УТС 110М-100.

Для оценки интенсивности ультразвукового воздействия в процессе сварки трением с перемешиванием были проведены измерения виброскоростей по схеме, изображенной на рис. 2, в. Вследствие того что измерить поле виброскоростей

непосредственно в процессе сварки технически невозможно, измерения проводились в статических состояниях, когда сварочный инструмент оставался неподвижным, но был прижат к образцу с рабочим усилием сварки. Сканирование осуществлялось по лицевой поверхности образцов из листовых заготовок, закрепленных на сварочном столе станда. Заготовки были выполнены из сплава АМгб толщиной 5 мм с размерами 450 × 60 мм, стык заготовок располагался примерно посередине прямоугольной области сканирования с размерами 270 × 110 мм вдоль ее длинной стороны. При этом были смоделированы две ситуации. Первая соответствовала моменту перед началом сварки, когда образец состоит из двух отдельных заготовок, и инструмент прижат к образцу с рабочим усилием сварки через проставку (рис. 4, а). Вторая ситуация соответствовала моменту времени в процессе сварки, когда сварной шов уже частично сформирован, а инструмент погружен в материал.

### Технологические параметры сварки образцов Technological parameters for welding of samples

Номер эксперимента	$h$ , мм $h$ , mm	$V_w$ , мм/мин $V_w$ , mm/min	$F_p$ , кН $F_p$ , kN	$RR_T$ , об/мин $RR_T$ , rpm	$P_{US}$ , Вт $P_{US}$ , W
1.1	2,5	200	200	450	–
1.2	2,5	200	200	450	1,0
2.1	5,0	130	250	450	–
2.2	5,0	130	250	450	1,0
3.1	10,0	90	360	450	–
3.2	10,0	90 </tr			

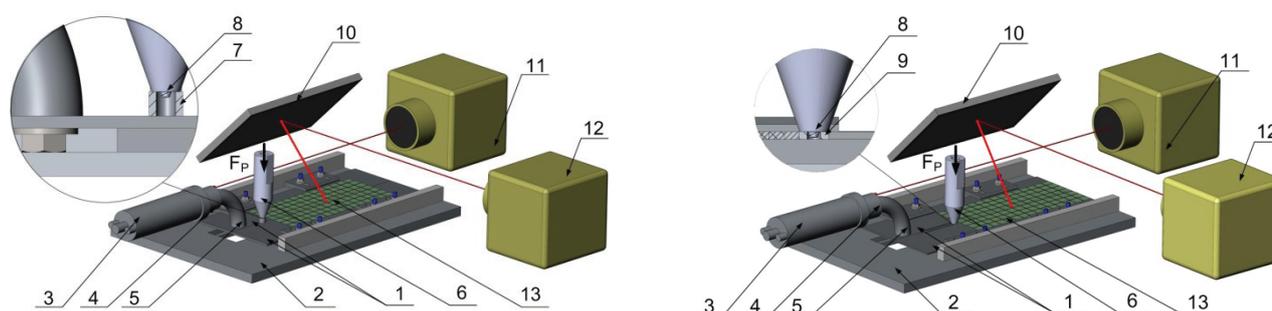


Рис. 4. Схемы сканирования поверхности образца, моделирующие состояние перед началом сварки (а) и в процессе сварки (б):

1 – заготовка; 2 – рабочий стол; 3 – магнитостриктор; 4 – соноотрод первой ступени; 5 – соноотрод второй ступени; 6 – сварочный инструмент; 7 – проставка; 8 – пин сварочного инструмента; 9 – сварное соединение; 10 – зеркало; 11 – 1D-голова виброметра; 12 – сканирующая 3D-голова виброметра; 13 – зона сканирования

Fig. 4. Scans of the workpiece surface, modeling a state before start welding (a) and a moment during the welding (b):

1 – workpiece; 2 – welding table; 3 – magnetostrictor; 4 – first-stage sonotrode; 5 – second-stage sonotrode; 6 – welding tool; 7 – spacer ring; 8 – welding tool pin; 9 – welded seam; 10 – mirror; 11 – 1D vibrometer head; 12 – 3D vibrometer scanning head; 13 – scanned area

В этом случае проводилось сканирование частично сваренных заготовок, инструмент находился в отверстии выхода сварного шва и был прижат к образцу с рабочим усилием сварки (рис. 4, б). Длина сварного шва составляла 70 мм. Расстояние от места установки соноотрода до начала области сканирования составляло 90 мм – для ситуации перед началом сварки и 160 мм – при моделировании процесса сварки.

### Результаты и обсуждение

Измерения полей виброскоростей показали, что при приложении ультразвуковых колебаний на поверхности образцов формируются различные волновые картины, обусловленные интерференцией прямых и многократно переотраженных объемных и поверхностных ультразвуковых

волн. Далее при описании и обсуждении результатов измерений под виброскоростями и виброперемещениями будут пониматься их компоненты, нормальные к сканируемой поверхности.

На рис. 5 представлены карты виброперемещений на поверхности пластины из алюминиевого сплава Д16Т толщиной 12 мм для двух способов подвода ультразвукового воздействия. При этом, несмотря на то что при контактном способе мощность воздействия была на 36 % больше, максимальная амплитуда виброперемещений на поверхности образца составила не более 0,5 мкм (рис. 5, а), тогда как способ с жесткой фиксацией соноотрода обеспечил в четыре раза большее значение этой величины – 2,4 мкм (рис. 5, б).

Виброперемещения на торцевой стороне образца позволяют судить об интенсивности ультразвукового воздействия в направлении, парал-

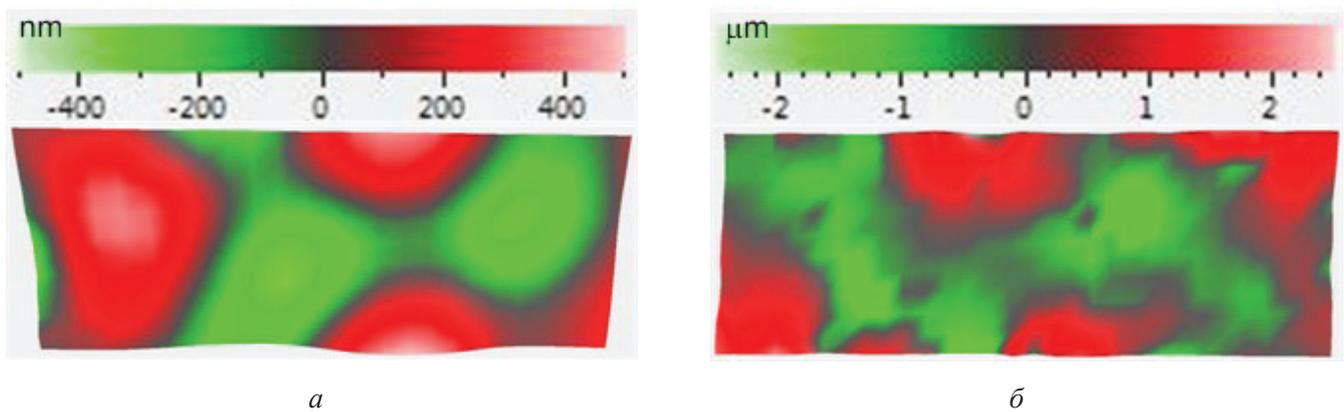


Рис. 5. Карты виброперемещений на лицевой поверхности образца при двух способах ультразвукового воздействия с мощностью:

*a* – 750 Вт с контактом и усилием прижима; *б* – 550 Вт с жесткой фиксацией сонотрода

Fig. 5. Maps of vibrodisplacement on the face surface of the workpiece for two ways of ultrasonic assistance with power:

*a* – 750 W with using contact and pressure; *б* – 550 W with using the sonotrode fixation

лельном его лицевой поверхности. Измерения, выполненные на торце пластины, также показали, что при мощности 730 Вт контактный способ обеспечивает максимальную амплитуду виброперемещений 0,4 мкм (рис. 6, *a*), тогда как метод с фиксацией сонотрода при мощности 500 Вт создает максимальную амплитуду виброперемещений до 1 мкм (рис. 6, *б*).

Таким образом, контактный способ подвода ультразвуковых колебаний при большей мощности воздействия демонстрирует меньшие значения виброперемещений, что свидетельствует о его меньшей эффективности по сравнению со способом с жесткой фиксацией сонотрода.

На рис. 7 показаны результаты измерений виброперемещений на образце из сплава АМг5 толщиной 5 мм в условиях, моделирующих мо-

менты перед началом сварки (см. рис. 4, *a*) и в процессе сварки (см. рис. 4, *б*), для двух фаз колебательного процесса со сдвигом на четверть периода.

Хорошо видно, что ультразвуковые колебания формируют на всей поверхности образца из несваренных заготовок квазипериодическую волновую картину с явно выраженными минимумами и максимумами. Для частично сваренного образца волновая картина отличается от квазипериодической, что связано с изменением геометрии образца из-за частичного соединения заготовок сварным швом.

Анализ изменения виброперемещений показал, что для несваренного образца максимальные значения их амплитуды составляют  $\approx 1,2$  мкм, имеют пространственный период

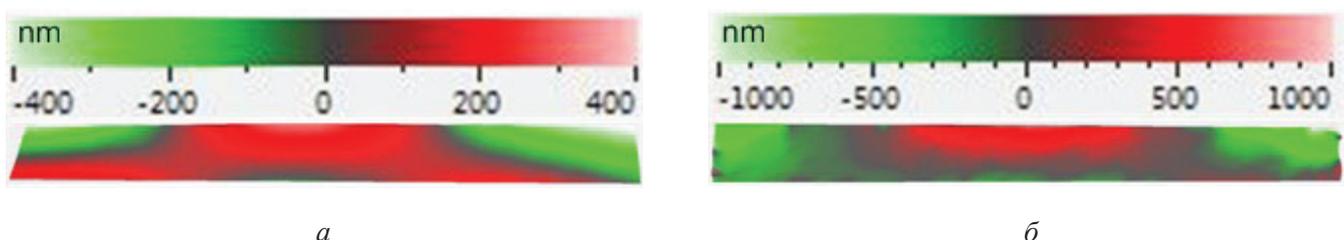


Рис. 6. Карты виброперемещений на торцевой стороне образца при двух способах ультразвукового воздействия с мощностью:

*a* – 730 Вт с контактом и усилием прижима; *б* – 500 Вт с жесткой фиксацией сонотрода

Fig. 6. Maps of vibrodisplacement on the front edge of the workpiece for two ways of ultrasonic assistance with power:

*a* – 730 W with using contact and pressure; *б* – 500 W with using the sonotrode fixation

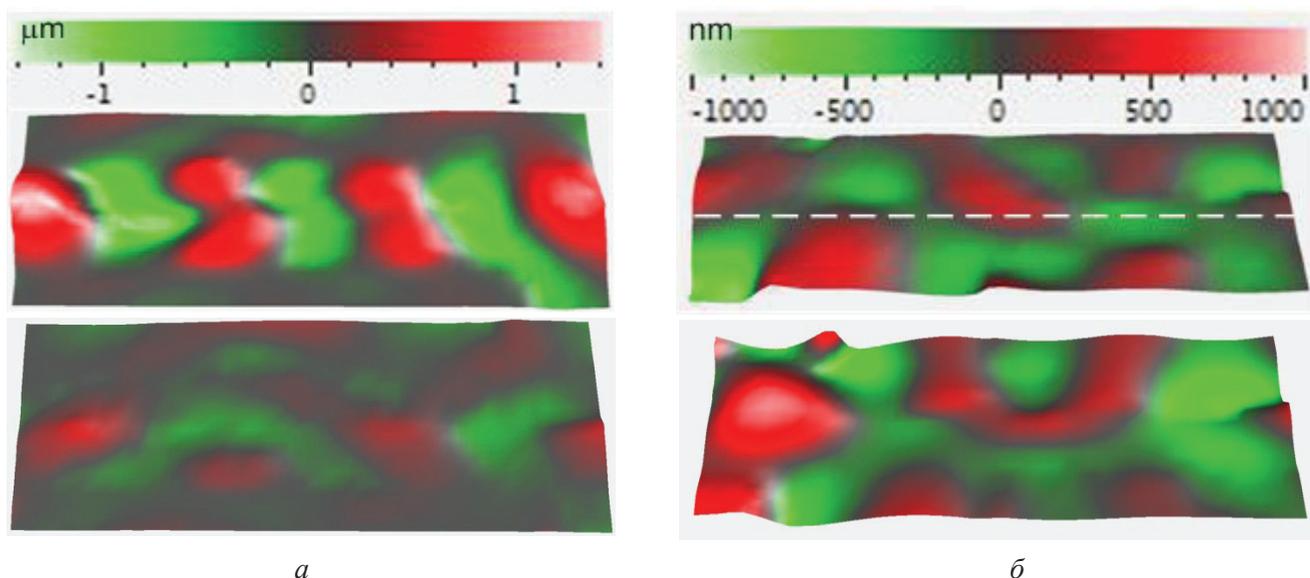


Рис. 7. Карты виброперемещений на поверхности образца из двух несваренных заготовок (а) и частично сваренного образца (б) для двух моментов времени с разницей фаз  $90^\circ$  (сплав АМг5, толщина 5 мм, мощность ультразвукового воздействия 750 Вт); белой пунктирной линией показан стык заготовок (б)

Fig. 7. Maps of vibrodisplacements on the surface of the workpiece consisted of two unwelded parts (a) and the workpiece welded in part (b) for two moments with difference of phases  $90^\circ$  (5182 alloy, 5 mm thickness, ultrasonic power 750 W); the butt joint position demonstrated with the white dashed line (b)

следования максимумов  $\approx 86$  мм и достигаются в фазе  $20^\circ$  вблизи сварочного инструмента. При этом в фазе со сдвигом  $90^\circ$  максимальные значения амплитуды виброперемещений составляют до 0,2 мкм при пространственном периоде следования максимумов  $\approx 120$  мм (рис. 8, а). Это позволяет сделать выводы о том, что в образце не формируется стоячая волна, а также, что постепенного затухания подводимых колебаний при удалении от точки их ввода в образец не наблюдается.

В случае частично сваренного образца максимальная амплитуда виброперемещений на линии стыка наблюдается в начале области измерений. Далее на участке от 60 мм до конца зоны сканирования амплитуды виброперемещений для обеих фаз колебаний составляют 0,2...0,3 мкм (рис. 8, б).

Рассматриваемая карта виброперемещений получена при неподвижном сварочном инструменте. В процессе сварки инструмент постепенно перемещается вдоль линии стыка, увеличивается длина сварного шва, что приводит к непрерывному изменению геометрии колебательной системы. Вследствие этого в процессе сварки будет происходить непрерывное изменение вибрационной картины, максимумы и мини-

мумы виброперемещений будут перемещаться и обеспечивать интенсивное ультразвуковое воздействие на зону сварки.

Все представленные выше измерения были проведены на поверхности образцов. Однако, как показали результаты моделирования процесса контактного ультразвукового воздействия, по крайней мере, для небольших толщин образцов, вибрационная картина в объеме совпадает с наблюдаемой на поверхности и отличается только несколько меньшей амплитудой [20]. Таким образом, более эффективный способ подвода с жесткой фиксацией сонотрода обеспечивает интенсивное воздействие ультразвуковых колебаний на весь объем материала независимо от расстояния до места их приложения.

Испытания на одноосное растяжение образцов сварных соединений из сплава Д16Т показали, что приложение ультразвуковых колебаний в процессе их получения приводит к существенному повышению прочностных характеристик. Прочность соединений толщиной 5,0 и 10,0 мм, полученных сваркой с ультразвуковым воздействием, составила 88 % от прочности основного металла, что на 10 % больше, чем у сварных соединений (рис. 9, а). При сварке соединений толщиной 2,5 мм приложение ультразвуковых

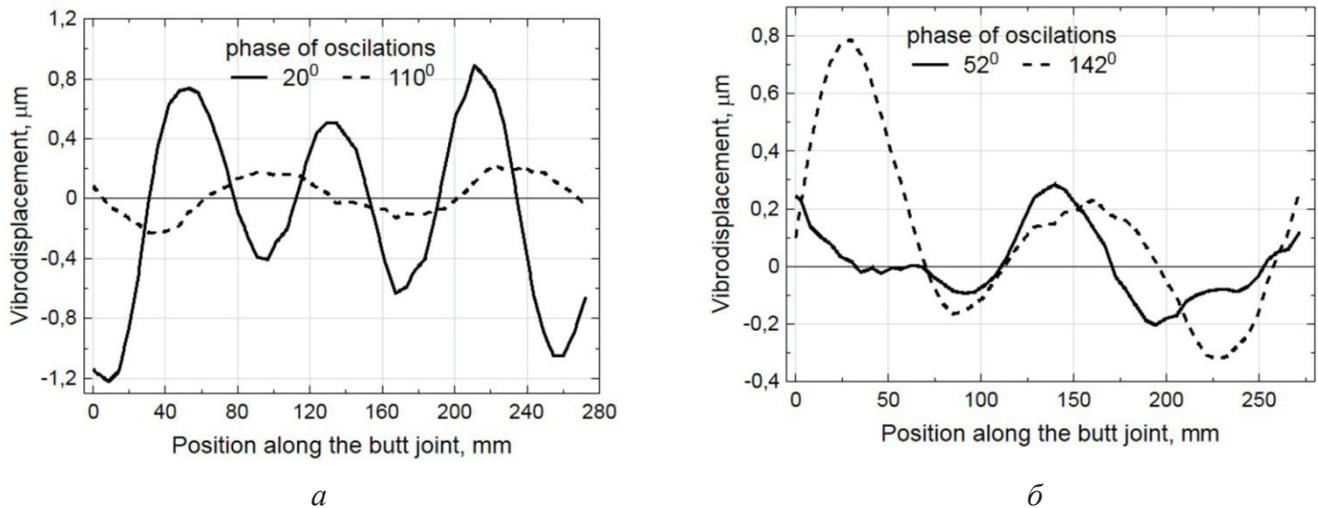


Рис. 8. Изменение виброперемещения на поверхности образца из двух несваренных заготовок (а) и частично сваренного образца (б) для двух фаз колебательного процесса (сплав АМг5, толщина 5,0 мм, мощность ультразвукового воздействия 750 Вт)

Fig. 8. Variation of vibrodisplacement on the surface on the surface of the workpiece consisted of two unwelded parts (a) and the workpiece welded in part (b) for various phases of oscillations (5182 alloy, 5,0 mm thickness, ultrasonic power 750 W)

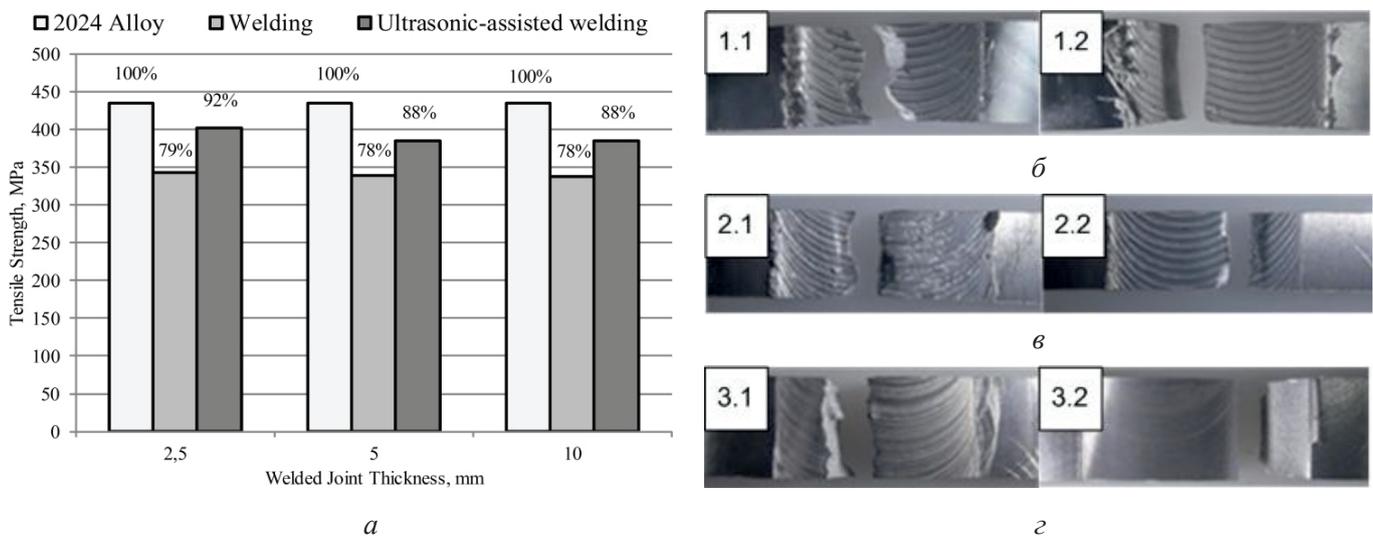


Рис. 9. Результаты испытаний сварных соединений на одноосное растяжение: прочностные характеристики в сравнении с основным металлом (а) и изображения разрушенных образцов толщиной 2,5 (б), 5,0 (в) и 10,0 мм (з)

Fig. 9. Results of uniaxial tensile tests of welded joints: tensile strength in compared with one of the bulk metal (a) and images of fractured samples with 2,5 (b), 5,0 (v) and 10,0 mm (z) thickness

колебаний привело к еще большему эффекту, в результате прочность увеличилась на 13 % по сравнению со сварными соединениями и достигла 92 % от прочности основного металла.

Характерной особенностью полученных сварных соединений является изменение места

их разрушения при растяжении. Разрушение образцов толщиной 2,5 и 5,0 мм, полученных сваркой, во всех случаях происходило в середине сварного соединения, что соответствует зоне перемешивания (ЗП). Разрушение аналогичных образцов, полученных сваркой с ультразвуковым

воздействием, происходило со смещением, с локализацией по границе зоны перемешивания с зоной термомеханического воздействия (ЗТМВ) (рис. 9, б, в).

При испытаниях образцов сварных соединений толщиной 10,0 мм разрушение происходило по границе зоны перемешивания с зоной термомеханического воздействия. Разрушение образцов, полученных сваркой с ультразвуковым воздействием, происходило по границе между зонами термомеханического воздействия и термического влияния (рис. 9, з).

Проведенный анализ характера разрушения сварных соединений показал, что приложение ультразвуковых колебаний в процессе их получения привело к увеличению прочности материала в зоне перемешивания (ЗП) для соединений толщиной 2,5 и 5,0 мм и в зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ) для соединений толщиной 10,0 мм.

### Заключение

С помощью лазерной доплеровской виброметрии отмечено, что приложение ультразвуковых колебаний к поверхности материала приводит к формированию на ней устойчивой вибрационной картины, обусловленной интерференцией переотраженных объемных и поверхностных волн. Сравнение величин виброперемещений для двух способов подвода ультразвукового воздействия показало, что способ с жесткой фиксацией сонотрода является более эффективным по сравнению с контактным способом, поскольку при значительно меньшей подводимой мощности обеспечивает интенсивность воздействия в 2,5...4 раза выше. Кроме того, показано, что способ подвода с жесткой фиксацией сонотрода обеспечивает интенсивное воздействие ультразвуковых колебаний на весь объем материала независимо от расстояния до места их приложения.

Механические испытания образцов сварных соединений из сплава Д16Т, полученных сваркой трением с перемешиванием, продемонстрировали, что приложение ультразвуковых колебаний в процессе сварки приводит в соединениях к повышению прочности на разрыв на 10...13 %. При этом максимальная прочность 92 % от прочности основного металла достигнута для тол-

щины 2,5 мм. Вместе с тем отмечено, что приложение ультразвуковых колебаний в процессе сварки соединений толщиной 2,5 и 5,0 мм привело к повышению прочности материала зоны перемешивания, а для соединений толщиной 10,0 мм – к упрочнению зоны термомеханического воздействия.

### Список литературы

1. *Nandan R., Debroy T., Bhadeshia H.K.D.H.* Recent advances in friction-stir welding – process, welding structure and properties // *Progress in Materials Science.* – 2008. – Vol. 53 (6). – P. 980–1023.
2. *Stephen Leon J.L., Jayakumar V.* Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding // *American Journal of Mechanical Engineering and Automation.* – 2014. – Vol. 1, N 1. – P. 6–9.
3. *Suman P., Srinivasa Rao P., Sreeramulu D.* A survey on friction stir welding of dissimilar magnesium alloys // *International Journal of Scientific Research and Review.* – 2019. – Vol. 8, iss. 1. – P. 26–38. – DOI: 10.13140/RG.2.2.11026.91844.
4. *Podržaj P., Jerman B., Klobčar D.* Welding defects at friction stir welding // *Metalurgija.* – 2015. – Vol. 54 (2). – P. 387–389.
5. Microstructure and properties of friction stir welded aluminium alloys / J. Karlsson, B. Karlsson, H. Larsson, L. Karlsson, L.E. Svensson // *Proceedings of 7th International Conference on Joints in Aluminium – IN-ALCO 98.* – Cambridge: Woodhead Publishing, 1998. – P. 231.
6. *Cerri E., Leo P.* Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2013. – Vol. 213. – P. 75–83.
7. Review on friction stir welding process / R.V. Arunprasad, G. Surendhiran, M. Ragul, T. Soundarajan, S. Moutheepan, S. Boopathi // *International Journal of Applied Engineering.* – 2018. – Vol. 13, N 8. – P. 5750–5758.
8. *Nirgude S.K., Choudhari C.M., Kalpande S.D.* A review on pre/post treatments used in friction stir welding // *International Conference on Advances in Thermal Systems, Materials and Design Engineering (ATSMDE-2017), 21–22 December 2017.* – Mumbai, India, 2017. – P. 503–509. – DOI: 10.2139/ssrn.3101621.
9. Effect of heat treatment T6 on the friction stir welded SSM 6061 aluminum alloys / W. Boonchouytan, J. Chatthong, S. Rawangwong, R. Burapa // *Energy Procedia.* – 2014. – Vol. 56. – P. 172–180. – DOI: 10.1016/j.egypro.2014.07.146.

10. *Park K.* Development and analysis of ultrasonic assisted friction stir welding process: PhD dissertation / University of Michigan. – Ann Arbor, MI, 2009. – 125 p.
11. *Amini S., Amiri M.R.* Study of ultrasonic vibrations' effect on friction stir welding // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2014. – Vol. 73. – P. 127–135. – DOI: 10.1007/s00170-014-5806-7.
12. *Padhy G.K., Wu C.S., Gao S.* Auxiliary energy assisted friction stir welding – status review // *Science and Technology of Welding and Joining.* – 2015. – Vol. 20 (8). – P. 631–649. – DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000048.
13. Effect of ultrasonic vibration on welding load, macrostructure, and mechanical properties of Al/Mg alloy joints fabricated by friction stir lap welding / *S. Kumar, C.S. Wu, S. Zhen, W. Ding* // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019. – Vol. 100, iss. 5–8. – P. 1787–1799. – DOI: 10.1007/s00170-018-2717-z.
14. A study of the temperature field during ultrasonic-assisted friction-stir welding / *L. Ruilin, H. Diqu, L. Luocheng, Y. Shaoyong, Y. Kunyu* // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2014. – Vol. 73 (1–4). – P. 321–327. – DOI: 10.1007/s00170-014-5813-8.
15. *Muhammad N.A., Wu C.S., Padhy G.K.* Review: Progress and trends in ultrasonic vibration assisted friction stir welding // *Journal of Harbin Institute of Technology (New Series).* – 2018. – Vol. 25 (3). – P. 16–42. – DOI: 10.11916/j.issn.1005-9113.17105.
16. *Liu X.C., Wu C.S.* Experimental study on ultrasonic vibration enhanced friction stir welding // *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding.* – Osaka, Japan, 2013. – P. 151–154. – DOI: 10.1533/978-1-78242-164-1.151.
17. Realization of Al/Mg-Hybrid-Joints by ultrasound supported friction stir welding – mechanical properties, microstructure and corrosion behavior / *B. Strass, G. Wagner, C. Conrad, B. Wolter, S. Benfer, W. Fürbeth* // *Advanced Materials Research.* – 2014. – Vol. 966–967. – P. 521–535. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.966-967.521.
18. Effect of ultrasonic vibration on the friction stir weld quality of aluminium alloy / *X.C. Liu, C.S. Wu, H. Zhang, M. Chen* // *China Welding (English Edition).* – 2013. – Vol. 22 (3). – P. 12–17.
19. Патент 2616313 Российская Федерация. Способ сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием / *Е.А. Колубаев, В.Е. Рубцов, А.Н. Иванов, С.Г. Псахье, С.В. Фортуна, В.А. Бакшаев, П.А. Васильев.* – № 2015153096; заявл. 10.12.15; опубл. 14.04.17, Бюл. № 11.
20. Ultrasonic-assisted laser welding on AISI 321 stainless steel / *S.Y. Tarasov, A.V. Vorontsov, S.V. Fortuna, V. E. Rubtsov, V. A. Krasnoveikin, E. A. Kolubaev* // *Welding in the World.* – 2019. – Vol. 63, iss. 3. – P. 875–886. – DOI: 10.1007/s40194-019-00716-1.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Application for the Way of Ultrasonic Assistance Input and Estimation of its Efficiency for Friction Stir Welding of Aluminum Alloys

Alexey Ivanov<sup>a,\*</sup>, Vladimir Beloborodov<sup>b</sup>, Vladimir Krasnoveikin<sup>c</sup>, Valery Rubtsov<sup>d</sup>, Evgeny Kolubaev<sup>e</sup>

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

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-8959-8499>,  [ivan@ispms.tsc.ru](mailto:ivan@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-4609-1617>,  [vabel@ispms.tsc.ru](mailto:vabel@ispms.tsc.ru),

<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-1405-0597>,  [volodia74ms@yandex.ru](mailto:volodia74ms@yandex.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>,  [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

<sup>e</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>,  [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 18 March 2019

Revised: 17 April 2019

Accepted: 04 May 2019

Available online: 15 June 2019

##### Keywords:

Friction stir welding

Ultrasonic assistance

Laser Doppler vibrometry

Aluminum alloy

##### Funding

This work is performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013-2020, line of research III.23.

#### ABSTRACT

**Introduction.** Manufacturing capabilities of friction stir welding has some restrictions caused by the formation of welding defects, the alteration in material structure and the appearance of residual stresses that results in worsening of utilization properties of welded joints. A well-known method for improvement of welded joint properties is an input of ultrasonic assistance by different ways during the welding process. However, the application of known ways of the input either requires a complex technique or accompanied by a significant power loss and an attenuation of ultrasonic oscillation. The way for the input of the ultrasonic assistance using a sonotrode fixation on a weld material is seemed to be promising since it has no requirements for a complex technique and provides an effective transmission of the oscillation into the joint formation zone. **Goal of this research** is the estimation of efficiency of the ultrasonic assistance way, in which the sonotrode fixation is used, by a measuring of the intensity of resulting oscillations and an estimation of its effect on a tensile strength of welded joints obtained by the friction stir welding. **Results and discussion.** The comparison of two ways of ultrasonic oscillation input is carried out by the means of laser Doppler vibrometry. It's shown that the way of input using the sonotrode fixation is more effective than the contact one. The way proposed with much less power input provides 2.5-4.0 times higher intensity of oscillation all over the volume of material not depending of a distance to the point of the oscillation input. Tensile tests of the 2024 alloy samples of joints obtained by friction stir welding demonstrated that the input of ultrasonic oscillation during the welding process results in 10-13% increase of tensile strength. Herewith, the maximum tensile strength achieved 92% of bulk metal. Also it's shown that the input of ultrasonic oscillation during the welding process results in strength increasing of material in a stir zone for joints with 2.5 and 5.0 mm thickness and results in reinforcement of a thermomechanically affected zone for joints with 10.0 mm thickness.

**For citation:** Ivanov A.N., Beloborodov V.A., Krasnoveikin V.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Application for the way of ultrasonic assistance input and estimation of its efficiency for friction stir welding of aluminum alloys. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 40–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-40-52. (In Russian).

#### References

1. Nandan R., Debroy T., Bhadeshia H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding – process, welding structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53 (6), pp. 980–1023.
2. Stephen Leon J.L., Jayakumar V. Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding. *American Journal of Mechanical Engineering and Automation*, 2014, vol. 1, no. 1, pp. 6–9.
3. Suman P., Srinivasa Rao P., Sreeramulu D. A survey on friction stir welding of dissimilar magnesium alloys. *International Journal of Scientific Research and Review*, 2019, vol. 8, iss. 1, pp. 26–38. DOI: 10.13140/RG.2.2.11026.91844.

#### \* Corresponding author

Ivanov Alexey N., Junior researcher

Institute of Strength Physics and Materials Science

Siberian Branch of Russian Academy of Science,

2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

Tel.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: [ivan@ispms.tsc.ru](mailto:ivan@ispms.tsc.ru)

4. Podržaj P., Jerman B., Klobčar D. Welding defects at friction stir welding. *Metalurgija*, 2015, vol. 54 (2), pp. 387–389.
5. Karlsson J., Karlsson B., Larsson H., Karlsson L., Svensson L.E. Microstructure and properties of friction stir welded aluminium alloys. *Proceedings of 7th International Conference on Joints in Aluminium – INALCO 98*. Cambridge, Woodhead Publishing, 1998, pp. 221–230.
6. Cerri E., Leo P. Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, vol. 213, pp. 75–83.
7. Arunprasad R.V., Surendhiran G., Ragul M., Soundarrajan T., Moutheepan S., Boopathi S. Review on friction stir welding process. *International Journal of Applied Engineering*, 2018, vol. 13, no. 8, pp. 5750–5758.
8. Nirgude S.K., Choudhari C.M., Kalpande S.D. A review on pre/post treatments used in friction stir welding. *International Conference on Advances in Thermal Systems, Materials and Design Engineering (ATSMDE-2017)*, 21–22 December 2017, Mumbai, India, pp. 503–509. DOI: 10.2139/ssrn.3101621.
9. Boonchouytan W., Chatthong J., Rawangwong S., Burapa R. Effect of heat treatment T6 on the friction stir welded SSM 6061 aluminum alloys. *Energy Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 172–180. DOI: 10.1016/j.egypro.2014.07.146.
10. Park K. *Development and analysis of ultrasonic assisted friction stir welding process*: PhD dissertation. University of Michigan, 2009. 125 p.
11. Amini S., Amiri M.R. Study of ultrasonic vibrations' effect on friction stir welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 73, pp. 127–135. DOI: 10.1007/s00170-014-5806-7.
12. Padhy G.K., Wu C.S., Gao S. Auxiliary energy assisted friction stir welding – status review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2015, vol. 20 (8), pp. 631–649. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000048.
13. Kumar S., Wu C.S., Zhen S., Ding W. Effect of ultrasonic vibration on welding load, macrostructure, and mechanical properties of Al/Mg alloy joints fabricated by friction stir lap welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 100, iss. 5–8, pp. 1787–1799. DOI: 10.1007/s00170-018-2717-z.
14. Ruilin L., Diqui H., Luo Cheng L., Shaoyong Y., Kunyu Y. A study of the temperature field during ultrasonic-assisted friction-stir welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 73 (1–4), pp. 321–327. DOI: 10.1007/s00170-014-5813-8.
15. Muhammad N.A., Wu C.S., Padhy G.K. Review: Progress and trends in ultrasonic vibration assisted friction stir welding. *Journal of Harbin Institute of Technology (New Series)*, 2018, vol. 25 (3), pp. 16–42. DOI: 10.11916/j.issn.1005-9113.17105.
16. Liu X.C., Wu C.S. Experimental study on ultrasonic vibration enhanced friction stir welding. *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding*, Osaka, Japan, 2013, pp. 151–154. DOI: 10.1533/978-1-78242-164-1.151.
17. Strass B., Wagner G., Conrad C., Wolter B., Benfer S., Fürbeth W. Realization of Al/Mg-Hybrid-Joints by ultrasound supported friction stir welding – mechanical properties, microstructure and corrosion behavior. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 966–967, pp. 521–535. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.966-967.521.
18. Liu X.C., Wu C.S., Zhang H., Chen M. Effect of ultrasonic vibration on the friction stir weld quality of aluminium alloy. *China Welding (English Edition)*, 2013, vol. 22 (3), pp. 12–17.
19. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Ivanov A.N., Psakh'e S.G., Fortuna S.V., Bakshaev V.A., Vasil'ev P.A. *Sposob svarki treniem s peremeshivaniem s ul'trazvukovym vozdeistviem* [Method of friction welding with mixing with ultrasonic treatment]. Patent RF, no. 2616313, 2017.
20. Tarasov S.Y., Vorontsov A.V., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Krasnoveikin V.A., Kolubaev E.A. Ultrasonic-assisted laser welding on AISI 321 stainless steel. *Welding in the World*, 2019, vol. 63, iss. 3, pp. 875–886. DOI: 10.1007/s40194-019-00716-1.

## 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Повышение эффективности технологии электроэрозионной обработки сложнопрофильных элементов изделий

Евгений Шлыков<sup>a, \*</sup>, Тимур Абляз<sup>b</sup>

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект, д. 29, г. Пермь, 614990, Россия

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-8076-0509>,  [Kruspert@mail.ru](mailto:Kruspert@mail.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-6607-4692>,  [lowrider11-13-11@mail.ru](mailto:lowrider11-13-11@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.1.9

#### История статьи:

Поступила: 09 апреля 2019  
 Рецензирование: 19 апреля 2019  
 Принята к печати: 07 мая 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Копировально-прошивная электро-  
 эрозионная обработка  
 Режимы резания  
 Электрод  
 Стали с повышенными показателями  
 высокотемпературной износостойкости

#### Финансирование

Работа выполнена при поддержке  
 гранта Президента РФ по государ-  
 ственной поддержке молодых рос-  
 сийских ученых – докторов наук  
 № МД-1779.2019.8.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В современном машиностроении возрастают требования к производительности обработки, обеспечивающей высокие показатели качества обработанной поверхности изделий, выполненных из легированных износостойких сталей, обладающих высокими физико-механическими свойствами, что затрудняет их обрабатываемость лезвийным инструментом. Для обработки таких изделий целесообразно применять электрофизические методы, одним из которых является технология копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО), с помощью которой возможно обрабатывать труднодоступные глубокие элементы, имеющие сложный профиль, а также глухие пазы изделий, изготовленных из легированных износостойких сталей. Статья посвящена повышению эффективности электроэрозионной обработки элементов сложного профиля детали типа «Корпус затвора», выполненной из стали 38X2H2MA (ГОСТ 8479–70) – конструкционная легированная. Предметами исследования являются: параметр шероховатости обработанной поверхности, производительность и точность при КПЭЭО стали 38X2H2MA при различных режимах электроэрозионной обработки. Целью работы является повышение эффективности и точности КПЭЭО глухих пазов и элементов сложного профиля изделий, выполненных из легированных износостойких сталей. **Методы.** Экспериментальные исследования проводились по методу полного факторного эксперимента с последующим регрессионным анализом. Для проведения экспериментов использовали копировально-прошивной электроэрозионный станок Smart CNC; электрод-инструмент (ЭИ) – профильный медный электрод; материал ЭИ – медь марки М1 (ГОСТ 1173-2006). **Результаты и обсуждения.** Установлены эмпирические зависимости, отражающие взаимосвязи между режимами обработки, производительностью, параметром шероховатости поверхности после обработки и величиной межэлектродного зазора. Для обеспечения требуемых соотношений качества обработанной поверхности при максимальных показателях производительности получены технологические рекомендации КПЭЭО глухих пазов и элементов сложного профиля изделий, выполненных из износостойкой легированной стали 38X2H2MA, обладающей повышенными показателями высокотемпературной износостойкости. Рассчитаны размеры профильного ЭИ, учитывающие величину бокового и торцевого межэлектродных зазоров, обеспечивающие заданные показатели точности КПЭЭО.

**Для цитирования:** Шлыков Е.С., Абляз Т.Р. Повышение эффективности технологии электроэрозионной обработки сложнопрофильных элементов изделий // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 53–61. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-53-61.

### Введение

При изготовлении новых видов изделий специального назначения, работающих в условиях высоких температурных и ударных нагрузок, широкое применение находят легированные износостойкие стали [1]. Такие стали имеют по-

вышенные физико-механическими свойствами и упрочняются при резании. В сочетании со сложной геометрической формой рабочих поверхностей изделий специального назначения их обрабатываемость традиционными методами с помощью лезвийного инструмента является затрудненной. Целесообразно применение электрофизических методов обработки, одним из которых является технология копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО) [2–6]. С помощью технологии КПЭЭО возможно обрабатывать труднодоступные эле-

#### \*Адрес для переписки

Шлыков Евгений Сергеевич, инженер-исследователь  
 Пермский национальный исследовательский  
 политехнический университет,  
 Комсомольский проспект, д. 29,  
 г. Пермь, 614990, Россия  
 Тел.: 8(342)2-198-324, e-mail: [Kruspert@mail.ru](mailto:Kruspert@mail.ru)

менты, имеющие сложный профиль, в том числе глухие пазы изделий [7, 8].

Легированные износостойкие стали характеризуются наличием в своём составе хрома, никеля и ванадия, что повышает их электроэрозионную стойкость и, как следствие, показатели высокотемпературной износостойкости. Это, в свою очередь, приводит к усиленному износу электрода-инструмента (ЭИ) при обработке изделий из легированных износостойких сталей и, как следствие, к снижению качества поверхности, уменьшению производительности и точности [9–13].

Установлено, что микрогеометрия рабочей поверхности является фактором, влияющим на эксплуатационные свойства изделий, изготовленных из таких материалов [14, 15]. Во время КПЭЭО на показатели шероховатости обработанных поверхностей изделий влияют режимы обработки и такие физико-механические свойства материала, как электропроводность, твердость, теплопроводность, прочность [16–21].

Сложнокомпонентный состав данных сталей не в полной мере позволяет прогнозировать показатели качества и точности при разработке технологии КПЭЭО сложнопрофильных элементов с применением технологических таблиц. В связи с этим становится невозможным соблюдение критериев качества при высоких показателях производительности, что ведет к существенному увеличению времени освоения новых деталей и сказывается на эффективности производства.

Актуальной задачей является получение эмпирических зависимостей производительности, точности и шероховатости поверхности изделий, выполненных из легированных износостойких сталей, в зависимости от режимов обработки.

**Цель работы:** повышение точности и эффективности КПЭЭО глухих пазов и элементов сложного профиля изделий, выполненных из сталей, обладающих повышенными показателями высокотемпературной износостойкости.

#### Задачи

1. Получить эмпирические модели, позволяющие описать взаимосвязь производительности, величины межэлектродного зазора и шероховатости обработанной поверхности изделий, выполненных из износостойкой легированной стали 38Х2Н2МА, в зависимости от режимов обработки.

2. Разработать технологические рекомендации для КПЭЭО глухих пазов и элементов сложного профиля детали «корпус затвора», выполненной из стали 38Х2Н2МА, обеспечивающие требуемые соотношения качества обработанной поверхности при максимальных показателях производительности.

### Методика исследований

Эксперименты проводились по методике факторного планирования с последующим регрессионным анализом [22]. Проведение факторного эксперимента предназначено для установления закономерностей между параметрами качества поверхности и производительностью обработки стали 38Х2НМА (ГОСТ 8479–70) и режимами КПЭЭО.

Для проведения экспериментов использовали копировально-прошивной электроэрозионный станок Smart CNC, электрод-инструмент (ЭИ) – профильный медный электрод марки М1 (ГОСТ 1173–2006) площадью  $S = 100 \text{ мм}^2$ . Обработываемая деталь выполнена из конструктивной износостойкой легированной стали 38Х2Н2МА. Охлаждающая и промывочная жидкость – трансформаторное масло (ГОСТ 982–80).

Матрица планирования представлена в таблице. Поставлено 15 опытов. Во время планирования эксперимента значения факторов являются закодированными с помощью преобразования координат пространства факторов.

Входными параметрами являются:

- 1)  $I$  – сила тока, А;
- 2)  $T_{on}$  – время действия импульса, мкс;
- 3)  $U$  – напряжение, В.

Выходные параметры:

- 1) шероховатость поверхности, мкм;
- 2) производительность, м/ч;
- 3) точность, величина бокового МЭЗ, мкм.

### Результаты их обсуждение

С использованием методики факторного планирования получены эмпирические зависимости, устанавливающие взаимосвязи между параметром шероховатости поверхности, производительностью, величиной межэлектродного зазора и режимами обработки.

### Интервалы варьирования Variation intervals

Входные параметры	Нижний уровень	Верхний уровень	Средний уровень	Нижнее «звездное» плечо	Верхнее «звездное» плечо
$I, A$	2	8	5	1	9
$T_{on}, \text{мкс}$	40	150	100	30	200
$U, B$	50	100	75	45	105

Математическая модель зависимости параметра шероховатости, учитывающая масштабный коэффициент, включающий в себя потери энергии импульса и площадь обрабатываемой поверхности, имеет следующий вид:

$$R_a = k(-0,1425I^2 - 0,0003T_{on}^2 - 0,0005U^2 + 1,8015I + 0,0493T_{on} + 0,0642U + 0,0015IU + 0,0001T_{on}U - 4,6094). \quad (1)$$

Адекватность модели проверялась по критерию Фишера:

$$F_{\text{расч}} = \frac{S_{\text{адекв}}^2}{S_y^2} < F_{\text{табл}}, \quad (2)$$

$$F_{\text{расч}} = 3,29 < F_{\text{табл}} = 3,59. \quad (3)$$

Показано, что  $F_{\text{табл}} > F_{\text{расч}}$  при уровне значимости  $\alpha = 0,05$ . Отсюда можно сделать вывод, что модель является адекватной.

Полученная модель – функция отклика следующих переменных: силы тока  $I, A$ , времени действия импульса  $T_{on}, \text{мкс}$  и напряжения  $U, B$ . На значение выходного параметра шероховатости оказывает влияние совокупность всех трех факторов.

На рис. 1 представлена гиперповерхность, отражающая зависимость шероховатости поверхности от режимов КПЭЭО стали 38Х2Н2МА.

Установлено, что при постоянной силе тока  $I = 3 A$  максимальное значение параметра шероховатости составляет  $R_a = 3,6 \text{ мкм}$  при  $T_{on} = 100 \text{ мкс}$ ,  $U = 75 B$ , а минимальное значение составляет по  $R_a = 2,4 \text{ мкм}$  при  $T_{on} = 150 \text{ мкс}$ ,  $U = 100 B$ .

Показано, что на значение параметра шероховатости квадратичная зависимость силы тока оказывает максимальное влияние вместе с ее ли-

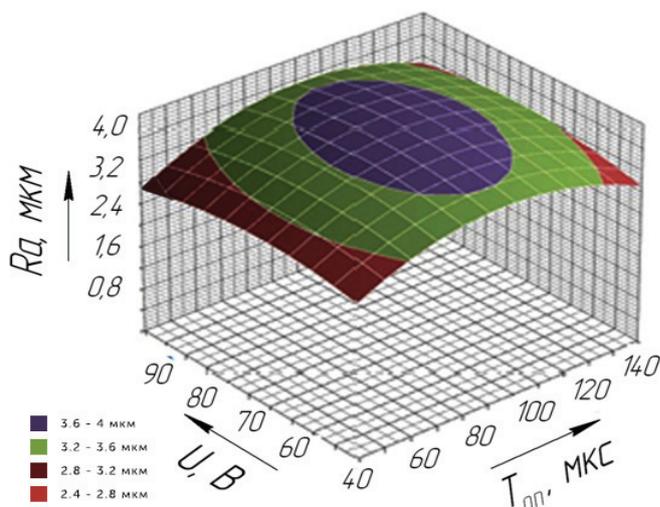


Рис. 1. Гиперповерхность регрессионной модели при постоянной силе тока  $I = 3 A$ ;  $R_a$  – параметр шероховатости, мкм;  $T_{on}$  – время действия импульса, мкс;  $U$  – напряжение, В

Fig.1. The regression model hypersurface at constant current strength  $I = 3 A$ ;  $R_a$  is the roughness parameter,  $\mu\text{m}$ ;  $T_{on}$  – pulse duration,  $\mu\text{s}$ ;  $U$  – voltage, V

нейной составляющей. В меньшей степени оказывает влияние квадратичная функция напряжения и времени. Значения полинома отличаются на 25 % при варьировании величины силы тока в данном диапазоне режимов обработки.

На основании факторного эксперимента получена регрессионная модель производительности, учитывающая масштабный коэффициент:

$$Q = k(0,00012U^2 - 0,00008T_{on} - 0,00018I - 0,00184U + 0,000001T_{on}U + 0,00003IT_{on} - 0,00004IU + 0,41085). \quad (4)$$

Полученная модель проверяется по критерию Фишера согласно формулам (2) и (3) и является адекватной.

Построена гиперповерхность (рис. 2), которая показывает зависимость величины параметра производительности КПЭЭО стали 38Х2Н2МА от режимов обработки.

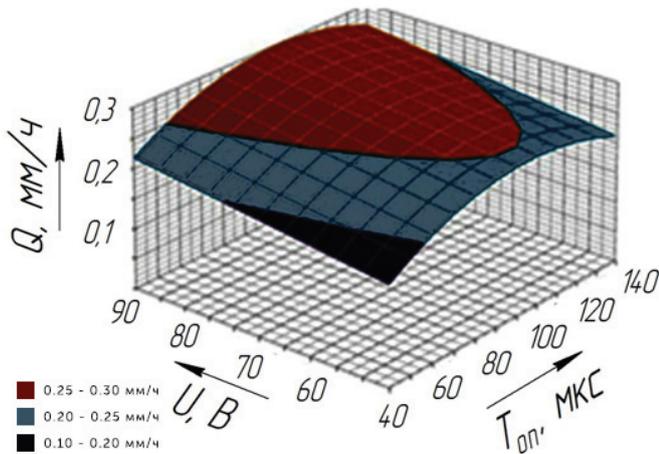


Рис. 2. Гиперповерхность регрессионной модели при постоянной силе тока  $I = 6 \text{ A}$ ;  $Q$  – производительность, мм/ч;  $T_{on}$  – время действия импульса, мкс;  $U$  – напряжение, В

Fig. 2. The regression model hypersurface at constant current strength  $I = 6 \text{ A}$ ;  $Q$  – productivity, mm / h;  $T_{on}$  – pulse duration,  $\mu\text{s}$ ;  $U$  – voltage, V

Наибольшей производительности  $Q_{\max} = 0,3 \text{ мм/ч}$  достигают при напряжении  $U = 100 \text{ В}$ , времени действия импульса  $T_{on} = 110 \text{ мкс}$ ; минимальной производительности  $Q_{\min} = 0,1 \text{ мм/ч}$  – при  $U = 50 \text{ В}$ ,  $T_{on} = 40 \text{ мкс}$ .

С использованием данных экспериментальных моделей получены технологические реко-

мендации, повышающие эффективность технологии КПЭЭО глухого паза детали «корпус затвора» (рис. 3). Деталь выполнена из конструкционной легированной износостойкой стали 38Х2Н2МА. «Корпус затвора» испытывает циклические ударные нагрузки, так как работает в условиях динамически изменяющихся нагрузок и температур.

На основе зависимостей (1) и (2), полученных методом регрессионного анализа, определен рабочий диапазон режимов обработки, создающих условия для высоких показателей производительности обработки при заданном качестве поверхности (рис. 4).

Данными режимами обработки можно достичь наиболее максимальной производительности обработки, обеспечивающей необходимые показатели качества.

Для обеспечения точности КПЭЭО стали 38Х2Н2МА в результате регрессионного анализа получена зависимость, позволяющая рассчитать величину бокового межэлектродного зазора. Значение зазора представляет собой разность размера обработанного паза и размера профильного ЭИ.

Математическая модель величины межэлектродного зазора, учитывающая масштабный коэффициент, имеет следующий вид:

$$l_b = k(0,0003I^2 - 0,00034U^2 - 0,0003IU - 0,0031I + 0,00012T_{on}U - 0,00138T_{on} + 0,01008U + 0,03449). \quad (5)$$

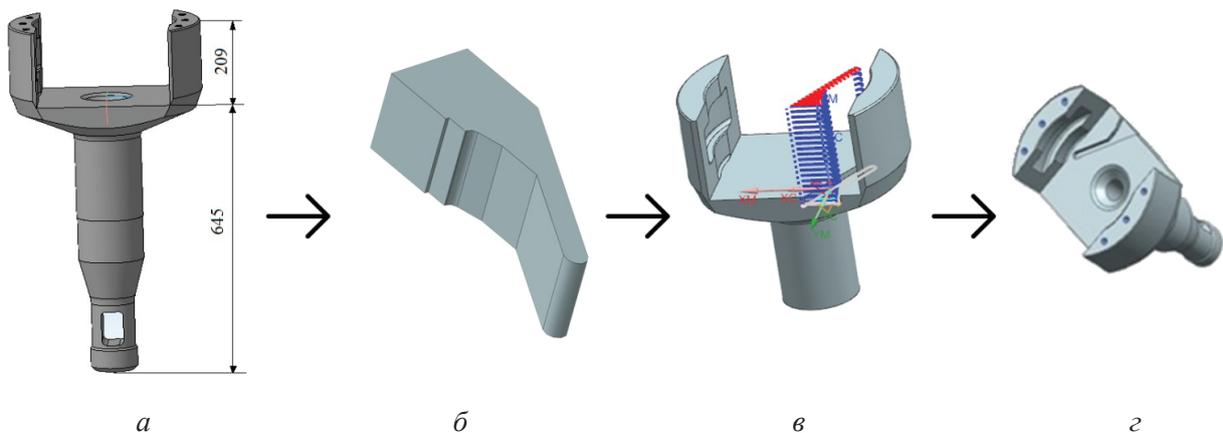


Рис. 3. Корпус затвора:

$a$  – заготовка до КПЭЭО;  $b$  – профильный ЭИ;  $в$  – КПЭЭО заготовки;  $г$  – готовое изделие

Fig. 3. Shutter Housing:

$a$  – blank;  $b$  – electrode;  $в$  – process of EDM;  $г$  – finished product

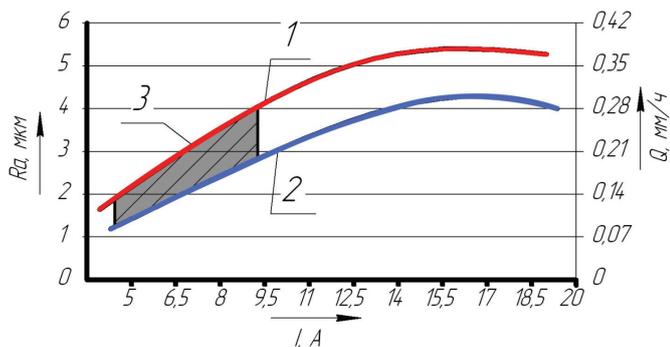


Рис. 4. График изменения параметров шероховатости и производительности в зависимости от силы тока:  
 $I$  – параметр шероховатости,  $\mu\text{м}$ ; 2 – параметр производительности,  $\text{мм}^3/\text{ч}$ ; 3 – диапазон режимов чистовой обработки

Fig. 4. Graph of change of roughness and productivity parameters depending on current strength:  
 $I$  – roughness parameter,  $\mu\text{m}$ ; 2 – productivity parameter,  $\text{mm}^3/\text{h}$ ; 3 – range finishing modes

Модель проверяется по критерию Фишера согласно формулам (2) и (3) и является адекватной.

На рис. 5 представлена гиперповерхность, отражающая значение величины межэлектродного зазора от режимов КПЭО стали 38Х2Н2МА. Показано, что максимальное значение величины бокового зазора  $l_{b\text{max}} = 0,10$  мм достигается при времени действия импульса  $T_{\text{оп}} = 150$  мкс и напряжении  $U = 100$  В; минимальное значение бокового межэлектродного зазора  $l_{b\text{min}} = 0,02$  мм – при времени действия импульса  $T_{\text{оп}} = 80$  мкс; напряжении  $U = 70$  В.

При увеличении силы тока значения полинома изменяются в среднем на 25 %, в то время как

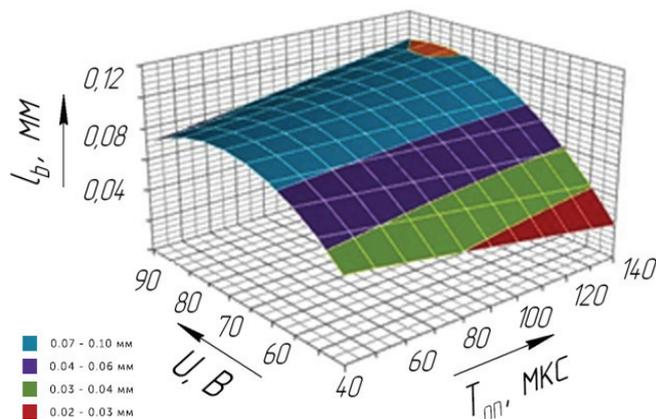


Рис. 5. Гиперповерхность функции отклика при  $I = 7$  А;  $l_b$  – боковой межэлектродный зазор, мм;  $U$  – напряжение, В;  $T_{\text{оп}}$  – время действия импульса, мкс

Fig. 5. The hypersurface of the response function at  $I = 7$  А;  $l_b$  – electrode gap, mm;  $U$  – voltage, V;  $T_{\text{оп}}$  – pulse duration,  $\mu\text{s}$

при варьировании значений времени действия импульса и напряжения функции отклика отличаются незначительно – порядка 5...6 %.

По зависимости (3) произведен расчет геометрических размеров ЭИ, учитывающий величину бокового  $l_b$ , мм (рис. 6) и торцевого  $l_t$ , мм (рис. 7) межэлектродных зазоров. Торцевой зазор для легированных сталей можно рассчитать через коэффициент  $k_t = 0,49l_b$  [23].

Для черновой и чистовой обработки необходимо изготовить два ЭИ. При проектировке размеров профильного ЭИ учитываем рассчитанные значения межэлектродных зазоров. Необходимо изготавливать ЭИ на размер меньше

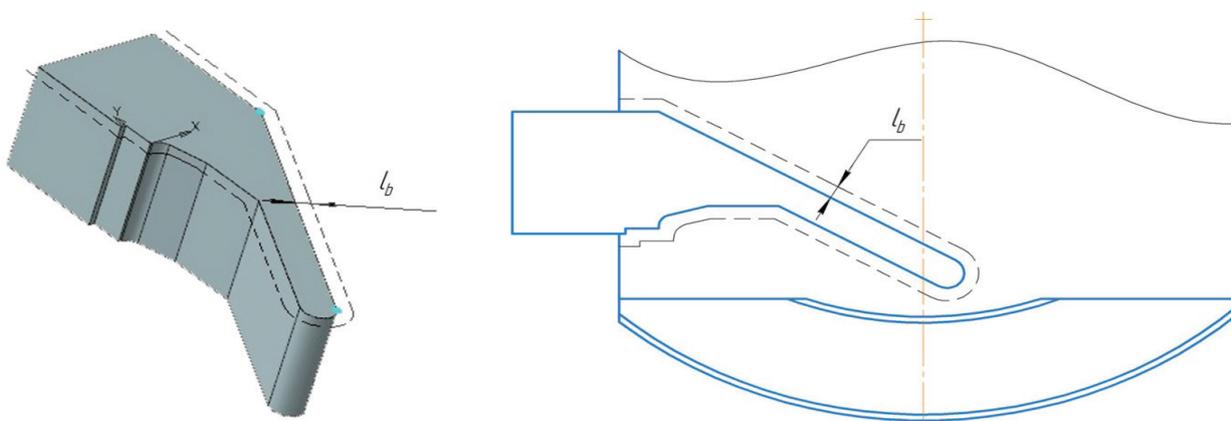


Рис. 6. Профильный ЭИ:  
 $l_b$  – боковой межэлектродный зазор

Fig. 6. Profile ET:  
 $l_b$  – is the side interelectrode gap

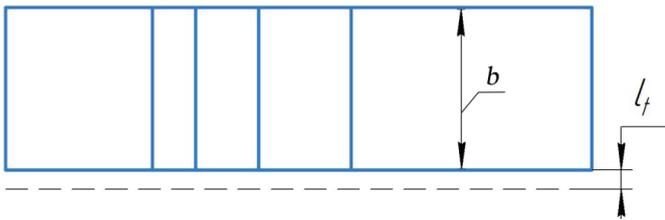


Рис. 7. Профильный ЭИ:

$l_t$  – торцевой зазор;  $b$  – высота ЭИ, мм

Fig. 7. Profile ET:

$l_t$  – is the end gap;  $b$  – the height of the electrode, mm

бокового межэлектродного зазора. Размер бокового зазора для чистовой обработки составляет  $l_b = 0,1$  мм, для черновой  $l_b = 0,2$  мм. При изготовлении инструмента необходимо вырезать профильный ЭИ меньше на величину, равную величине бокового межэлектродного зазора  $l_b$ . Глубину обработки выбираем меньше на величину торцевого зазора. Для чистовой обработки  $l_t = 0,05$  мм, для черновой  $l_t = 0,1$  мм

## Выводы

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. По результатам проведенных исследований получены технологические рекомендации, для КПЭЭО глухих пазов и элементов сложного профиля изделий, выполненных из легированной износостойкой стали 38Х2Н2МА на примере детали «корпус затвора». Данные рекомендации позволяют обеспечивать необходимые показатели качества и точности обработки без применения традиционной методики пробных проходов, и повышают эффективность и точность обработки на 20 % путём снижения машинного времени и трудоёмкости при освоении опытной детали. Черновая обработка осуществляется при силе тока  $I = 16$  А, времени действия импульса  $T_{on} = 110$  мкс, напряжении  $U = 100$  В. Для достижения параметра шероховатости по  $R_a = 2,4$  чистовая обработка осуществляется при времени действия импульса  $T_{on} = 150$  мкс, силе тока  $I = 6$  А, напряжении  $U = 100$  В.

2. Рассчитаны размеры профильного ЭИ, учитывающие величину бокового и торцевого межэлектродных зазоров, обеспечивающих заданные показатели точности КПЭЭО.

## Список литературы

1. Материаловедение в машиностроении. В 2 ч. Ч. 2: учебник для СПО / А.М. Адашкин, Ю.Е. Седов, А.К. Онегина., В.Н. Климов. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Юрайт, 2018. – 291 с. – ISBN 978-5-9916-2867-9.
2. Немилев Е.Ф. Электроэрозионная обработка материалов: учебное пособие для технических училищ. – Л.: Машиностроение, 1983. – 160 с.
3. Лазаренко Б.Р. Электрические способы обработки металлов и их применение в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1978. – 40 с.
4. Золотых Б.Н. Об открытии и развитии электроэрозионной обработки материалов. К 60-летию открытия способа // Электронная обработка материалов. – 2003. – № 3. – С. 4–8.
5. Золотых Б.Н., Мельдер Р.Р. Физические основы электроэрозионной обработки. – М.: Машиностроение, 1977. – 42 с.
6. Золотых Б.Н. Влияние длительности импульса на электрическую эрозию металлов // Электричество. – 1956. – № 8. – С. 19–31.
7. Серебренникий П.П. Современные электроэрозионные технологии и оборудование: учебное пособие / Балтийский государственный технический университет «Военмех». – СПб.: БГТУ, 2007. – 228 с. – ISBN 978-5-8114-1423-9.
8. Плошкин В.В. Структурные и фазовые превращения в поверхностных слоях сталей при электроэрозионной обработке: дис. ... д-ра техн. наук. – М., 2006. – 281 с.
9. Development of empirical model for different process parameters during rotary electrical discharge machining of copper-steel (EN-8) system / K.D. Chattopadhyay, S. Verma, P.S. Satsangi, P.C. Sharma // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209, iss. 3. – P. 1454–1465. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.068.
10. Das S, Klotz M., Klocke F. EDM simulation: finite element-based calculation of deformation, microstructure and residual stresses // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 142, iss. 2. – P. 434–451. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00624-1.
11. Micro electrical discharge machining single discharge temperature field simulation / Z.L. Peng, Y.N. Li, D. Fang, Y.Y. Zhang // Journal of Chemical and Pharmaceutical Research. – 2013. – Vol. 5, iss. 12. – P. 859–864.
12. Tang J., Yang X. A thermo-hydraulic modeling for the formation process of the discharge crater in EDM // Procedia CIRP. – 2016. – Vol. 42. – P. 685–690. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.302.
13. Maradia U. Meso – Micro EDM: Doctoral thesis. – Zurich, 2014. – 246 p. – (Diss. ETH; no. 22024). – URL: <http://jmlund.org/blog/pics/EDM/eth-47244-02.pdf> (accessed: 08.05.2019).

14. Weingärtner E., Kuster F., Wegener K. Modeling and simulation of electrical discharge machining // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 2. – P. 74–78. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.05.043.

15. Abbas N.M., Solomon D.G., Bahari Md.F. A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM) // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2007. – Vol. 47, iss. 7–8. – P. 1214–1228. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026.

16. Эмпирическое моделирование межэлектродного зазора при электроэрозионной обработке стали 38Х2Н2МА / Т.П. Абляз, Е.С. Шлыков, Д.А. Борисов, А.А. Шумков, И.Ю. Летягин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2017. – Т. 19, № 2. – С. 67–79. – DOI: 10.15593/2224-9877/2017.2.05.

17. Relationship between occurrence of material removal and bubble expansion in electrical discharge machining / S. Hayakawa, Y. Sasaki, F. Itoigawa, T. Nakamura // *Procedia CIRP*. – 2013. – Vol. 6. – P. 174–179. – DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.095.

18. Tao J., Ni J., Shih A.J. Modeling of the anode crater formation in electrical discharge machining //

*Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2012. – Vol. 134, iss. 1. – P. 011002–011002-11. – DOI: 10.1115/1.4005303.

19. Liao Y.S., Wu P.S., Liang F.Y. Study of debris exclusion effect in linear motor equipped die-sinking EDM process // *Procedia CIRP*. – 2013. – Vol. 6. – P. 123–128. – DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.058.

20. Yeo S.H., Kurnia W., Tan P.C. Electro-thermal modelling of anode and cathode in micro-EDM // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2007. – Vol. 40, iss. 8. – P. 2513–2521. – DOI: 10.1088/0022-3727/40/8/015.

21. Dewangan S., Biswas C.K. Optimisation of machining parameters using grey relation analysis for EDM with impulse flushing // *International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems*. – 2013. – Vol. 6, iss. 2. – P. 144–158. – DOI: 10.1504/IJMMS.2013.053826.

22. Реброва И.А. Планирование эксперимента: учебное пособие. – Омск: СибАДИ, 2010. – 105 с.

23. Фомеев Н.К. Технология электроэрозионной обработки. – М.: Машиностроение, 1980. – 180 с. – ISBN 5-217-00427-4.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Improving the Efficiency of EDM Processing of Complex Elements of Products

*Evgenii Shlykov<sup>a, \*</sup>, Timir Ablyaz<sup>b</sup>*

Perm National Research Polytechnical University, 29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0001-8076-0509>, [Kruspert@mail.ru](mailto:Kruspert@mail.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0001-6607-4692>, [lowrider11-13-11@mail.ru](mailto:lowrider11-13-11@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 09 April 2019

Revised: 19 April 2019

Accepted: 07 May 2019

Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Copy-piercing electrical discharge machining,

Cutting conditions,

Electrode,

Steel with high rates of high temperature wear resistance

#### Funding

This work is supported by a grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian doctors of science No. MD-1779.2019.8.

### ABSTRACT

**Introduction.** In modern engineering, there are increasing demands for processing performance, which ensures high quality results for the processed surface of products made of alloyed wear-resistant steels. These steels have high physical and mechanical properties, which makes its machinability with a blade tool rather difficult. For the processing of such products, it is advisable to apply electrophysical processing methods, one of which is the technology of electrical discharge machining (EDM). With the help of EDM, it is possible to process difficult-to-reach deep elements with a complex profile, as well as blind grooves of products made of alloyed wear-resistant steels. The paper deals with effectiveness improvement of EDM processing of complex profile elements of the “Shutter Housing” type parts made of steel 38Cr2Ni2MnA (GOST 8479-70). Subjects of research are the following: the parameter of the roughness of the treated surface; performance and accuracy of steel 38Cr2Ni2MnA EDM with different modes. **The aim of the work** is to increase the efficiency and accuracy of EDM of blind grooves and elements of a complex profile of products made of alloyed wear-resistant steels. **Methods.** Experimental studies are carried out according to the method of a full factorial experiment with subsequent regression analysis. For carrying out of experiments, a Smart CNC EDM machine is used. A profile copper electrode is used as an Electrode-tool (ET). ET material is M1 grade copper (GOST 1173-2006). **Results And Discussion.** Empirical dependences, reflecting the relationship between processing modes, productivity, surface roughness parameter after processing, and the size of the interelectrode gap are established. To ensure the required ratios of the quality of the treated surface with maximum performance indicators, technological recommendations of the EDM of blind grooves and elements of a complex profile of products made of wear-resistant alloyed steel 38Cr2Ni2MnA, which has high rates of wear resistance, are obtained. The dimensions of the profile ET, taking into account the size of the side and end interelectrode gaps, providing the specified EDM accuracy, are calculated.

**For citation:** Shlykov E.S., Ablyaz T.R. Improving the efficiency of EDM processing of complex elements of products. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 53–61. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-53-61. (In Russian).

### References

1. Adaskin A.M., Sedov Yu.E., Onegina A.K., Klimov V.N. *Materialovedenie v mashinostroenii*. V 2 ch. Ch. 2 [Materials science in mechanical engineering. In 2 pt. Pt. 2]. 2<sup>nd</sup> ed. Moscow, Yurait Publ., 2018. 291 p. ISBN: 978-5-9916-2867-9.
2. Nemilov E.F. *Elektroerozionnaya obrabotka materialov* [Electroerosive processing of materials]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1983. 160 p.
3. Lazarenko B.R. *Elektricheskie sposoby obrabotki metallov i ikh primeneniye v mashinostroenii* [Electrical methods for processing metals and their application in mechanical engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. 40 p.
4. Zolotykh B.N. Ob otkrytii i razvitii elektroerozionnoi obrabotki materialov. K 60-letiyu otkrytiya sposoba [On the discovery and development of the electrodischarge machining of materials. In commemoration of the 60-th year

#### \* Corresponding author

Shlykov Evgenii S., Engineer

Perm National Research Polytechnical University,

29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

Tel.: 8(342)2-198-324, e-mail: [Kruspert@mail.ru](mailto:Kruspert@mail.ru)



from discovery]. *Elektronnaya obrabotka materialov = Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2003, no. 3. pp. 4–8. (In Russian).

5. Zolotykh B.N., Mel'der R.R. *Fizicheskie osnovy elektroerozionnoi obrabotki* [Physical basis of EDM processing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 42 p.

6. Zolotykh B.N. Vliyanie dlitel'nosti impul'sa na elektricheskuyu eroziyu metallov [The effect of pulse duration on the electrical erosion of metals]. *Elektrichestvo = Electrical Technology Russia*, 1956, no. 8, pp. 19–31. (In Russian).

7. Serebrenitskii P.P. *Sovremennye elektroerozionnye tekhnologii i oborudovanie* [Modern electroerosion technologies and equipment]. St. Petersburg, BSTU Publ., 2007. 228 p. ISBN 978-5-8114-1423-9.

8. Ploshkin V.V. *Strukturnye i fazovye prevrashcheniya v poverkhnostnykh sloyakh stalei pri elektroerozionnoi obrabotke*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Structural and phase transformations in the surface layers of steel during EDM processing. Dr. eng. sci. diss.]. Moscow, 2006. 281 p.

9. Chattopadhyay K.D., Verma S., Satsangi P.S., Sharma P.C. Development of empirical model for different process parameters during rotary electrical discharge machining of copper-steel (EN-8) system. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, iss. 3, pp. 1454–1465. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.068.

10. Das S., Klotz M., Klocke F. EDM simulation: finite element-based calculation of deformation, microstructure and residual stresses. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 142, iss. 2, pp. 434–451. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00624-1.

11. Peng Z.L., Li Y.N., Fang D., Zhang Y.Y. Micro electrical discharge machining single discharge temperature field simulation. *Journal of Chemical and Pharmaceutical Research*, 2013, vol. 5, iss. 12, pp. 859–864.

12. Tang J., Yang X. A thermo-hydraulic modeling for the formation process of the discharge crater in EDM. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 42, pp. 685–690. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.302.

13. Maradia U. *Meso – Micro EDM*: Doctoral thesis. Zurich, 2014. 246 p. Available at: <http://jimlund.org/blog/pics/EDM/eth-47244-02.pdf> (accessed 08.05.2019).

14. Weingärtner E., Kuster F., Wegener K. Modeling and simulation of electrical discharge machining. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 2, pp. 74–78. DOI: 10.1016/j.procir.2012.05.043.

15. Abbas N.M., Solomon D.G., Bahari Md.F. A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, iss. 7–8, pp. 1214–1228. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026.

16. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Borisov D.A., Shumkov A.A., Letyagin I.Yu. Empiricheskoe modelirovanie mezhelektrodnogo zazora pri elektroerozionnoi obrabotke stali 38X2H2MA [Spark gap empirical simulation during electrical discharge machining of steel 38X2H2MA]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2017, vol. 19, no. 2, pp. 67–79. DOI: 10.15593/2224-9877/2017.2.05.

17. Hayakawa S., Sasaki Y., Itoigawa F., Nakamura T. Relationship between occurrence of material removal and bubble expansion in electrical discharge machining. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 6, pp. 174–179. DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.095.

18. Tao J., Ni J., Shih A.J. Modeling of the anode crater formation in electrical discharge machining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2012, vol. 134, iss. 1, pp. 011002–011002-11. DOI: 10.1115/1.4005303.

19. Liao Y.S., Wu P.S., Liang F.Y. Study of debris exclusion effect in linear motor equipped die-sinking EDM process. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 6, pp. 123–128. DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.058.

20. Yeo S.H., Kurnia W., Tan P.C. Electro-thermal modelling of anode and cathode in micro-EDM. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2007, vol. 40, iss. 8, pp. 2513–2521. DOI: 10.1088/0022-3727/40/8/015.

21. Dewangan S., Biswas C.K. Optimisation of machining parameters using grey relation analysis for EDM with impulse flushing. *International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems*, 2013, vol. 6, iss. 2, pp. 144–158. DOI: 10.1504/IJMMS.2013.053826.

22. Rebrova I.A. *Planirovanie eksperimenta* [Experiment planning]. Omsk, SibADI Publ., 2010. 105 p.

23. Foteev N.K. *Tekhnologiya elektroerozionnoi obrabotki* [EDM processing technology]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980. 180 p. ISBN 5-217-00427-4.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков

Вадим Скиба<sup>а, \*</sup>

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

<sup>а</sup> <http://orcid.org/0000-0002-8242-2295>, [skeeba\\_vadim@mail.ru](mailto:skeeba_vadim@mail.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.06(07): 621.785(787)

#### История статьи:

Поступила: 15 ноября 2018  
 Рецензирование: 17 января 2019  
 Принята к печати: 05 апреля 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Гибридное оборудование  
 Концептуальное проектирование  
 Механическая обработка  
 Резание  
 Поверхностная закалка

#### Финансирование:

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, код проекта: 9.11829.2018/11.12.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Процесс создания нового технологического оборудования начинается с разработки технического предложения – общей концепции объекта проектирования. Кроме сложности самой задачи, не вызывает сомнений тот факт, что ошибки, допущенные на ранних стадиях проектирования, приводят в дальнейшем к резкому увеличению трудозатрат на их исправление. Разработка концепции будущего гибридного технологического оборудования – это трудноформализуемая задача. Неоспоримым достоинством многофункциональных станочных комплексов является их способность изменять свойства поверхности изделия и интегрировать в себе разного рода воздействия на материал данного изделия в процессе формообразования. При этом появляется большая вероятность того, что при взаимодействии интегрируемых подсистем и компонентов возникнут проблемы их совместимости, которые зависят от множества условий и факторов, таких как особенности решения пространственно-траекторных задач, способы обеспечения точности формообразования, гармонизация основных характеристик станочного комплекса и конструктивно-компоновочной сложности системы в целом. *Цель работы:* на основе структурного синтеза формообразующих систем станочного оборудования и прогнозирования их технических характеристик повысить эффективность начальных этапов проектирования гибридных металлообрабатывающих комплексов. **Методы.** Теоретические исследования выполнены с использованием основных положений системного анализа, геометрической теории формирования поверхностей, конструирования металлообрабатывающих станков, методов конечных элементов, математического и компьютерного моделирования. **Результаты и обсуждение.** Представлена оригинальная методика проведения структурно-кинематического анализа для предпроектных исследований гибридного металлообрабатывающего оборудования. Теоретическими исследованиями было установлено, что эффективность проектирования гибридных металлообрабатывающих систем может быть повышена в 6,092...18,297 раз применением методологии предпроектных исследований. Произведена апробация разработанной методики проектирования и предложена схема реализации гибридного металлообрабатывающего технологического оборудования. Использование предлагаемого гибридного станка может повысить эффективность металлообработки в целом: существенно повысится производительность изготовления деталей машин за счет реализации процессов поверхностной закалки методом высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты и механической обработки от одной технологической базы без промежуточных переустановок детали и инструментов.

**Для цитирования:** Скиба В.Ю. Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 62–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.

## Введение

Повышение конкурентоспособности выпускаемой продукции невозможно без достижения высоких показателей ресурсо- и энергосбережения

при обеспечении современными станочными системами должного уровня производственной гибкости в совокупности с гарантированно высокими значениями производительности обработки и требуемым уровнем качества изготовления деталей.

Выпуск высокоэффективного технологического оборудования является одним из основных путей развития современного машиностроения. Вследствие этого в станкостроении наметилась

#### \*Адрес для переписки

Скиба Вадим Юрьевич, к.т.н., доцент  
 Новосибирский государственный технический университет,  
 пр. К. Маркса, 20,  
 г. Новосибирск, 630073, Россия  
 Тел.: 8 (383) 346-17-79, e-mail: [skeeba\\_vadim@mail.ru](mailto:skeeba_vadim@mail.ru)

тенденция к проектированию и изготовлению гибридных металлообрабатывающих систем [1–9], построенных по принципу полифункциональной интеграции: усложнение ряда компонентов технологии и средств оснащения (например, структуры и состава операций); повышение энергоемкости процесса металлообработки; расширение диапазона выполняемых функций одного рабочего; рост количества функциональных модулей в системе контроля и управления процессом [10–18].

Тенденция к интеграции нескольких технологических процессов на одном металлообрабатывающем оборудовании (например, точение–закалка–шлифование; резание–закалка; абразивное шлифование–поверхностная закалка [5, 8, 12–19]) вызвано стремлением разработчи-

ков к увеличению технологического потенциала станков [2, 3, 6, 7, 16], а также возможностью обеспечения автономной работы гибридного станка в условиях гибкого машиностроительного производства. Очевидно, что это приведет к сокращению станочного парка и, как следствие, к уменьшению производственных площадей, предусмотренных для размещения технологического оборудования. Кроме того, уменьшатся и затраты ресурсов на выполнение той или иной производственной задачи. Такая замена маршрутной технологической цепочки станочными комплексами будет способствовать существенному сокращению производственного цикла изготовления деталей машин (рис. 1).

Процесс создания нового технологического оборудования начинается с разработки техниче-

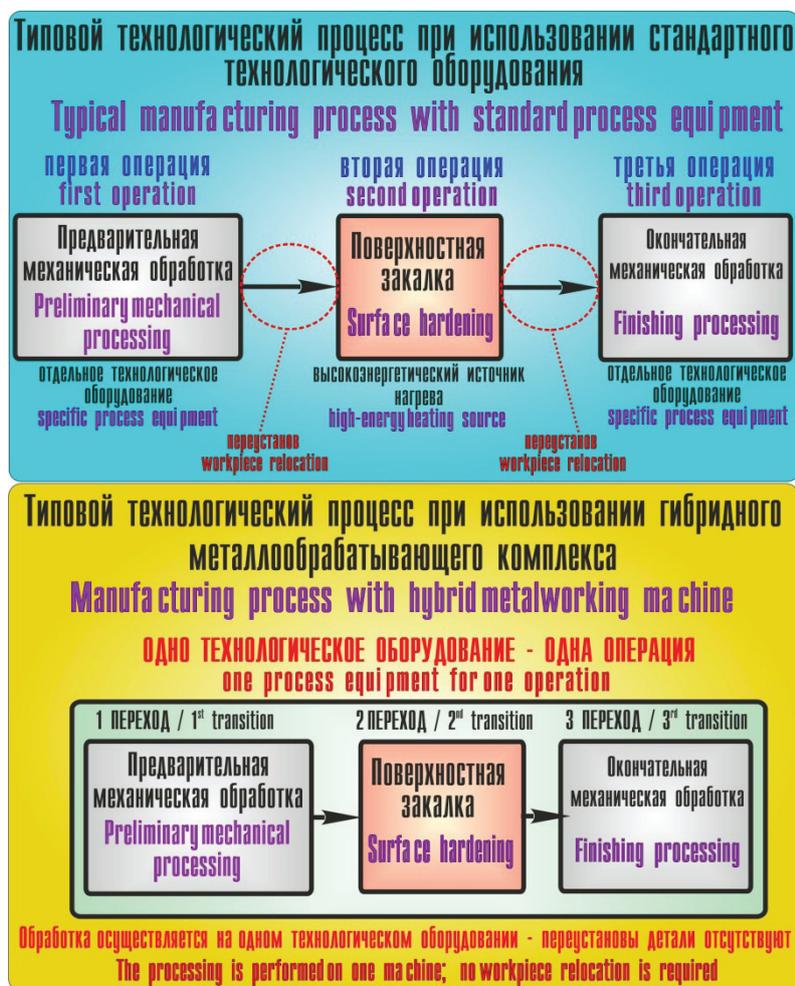


Рис. 1. Типовой технологический процесс и технологический процесс при использовании гибридного металлообрабатывающего оборудования

Fig. 1. Typical manufacturing process and manufacturing process with hybrid metalworking equipment

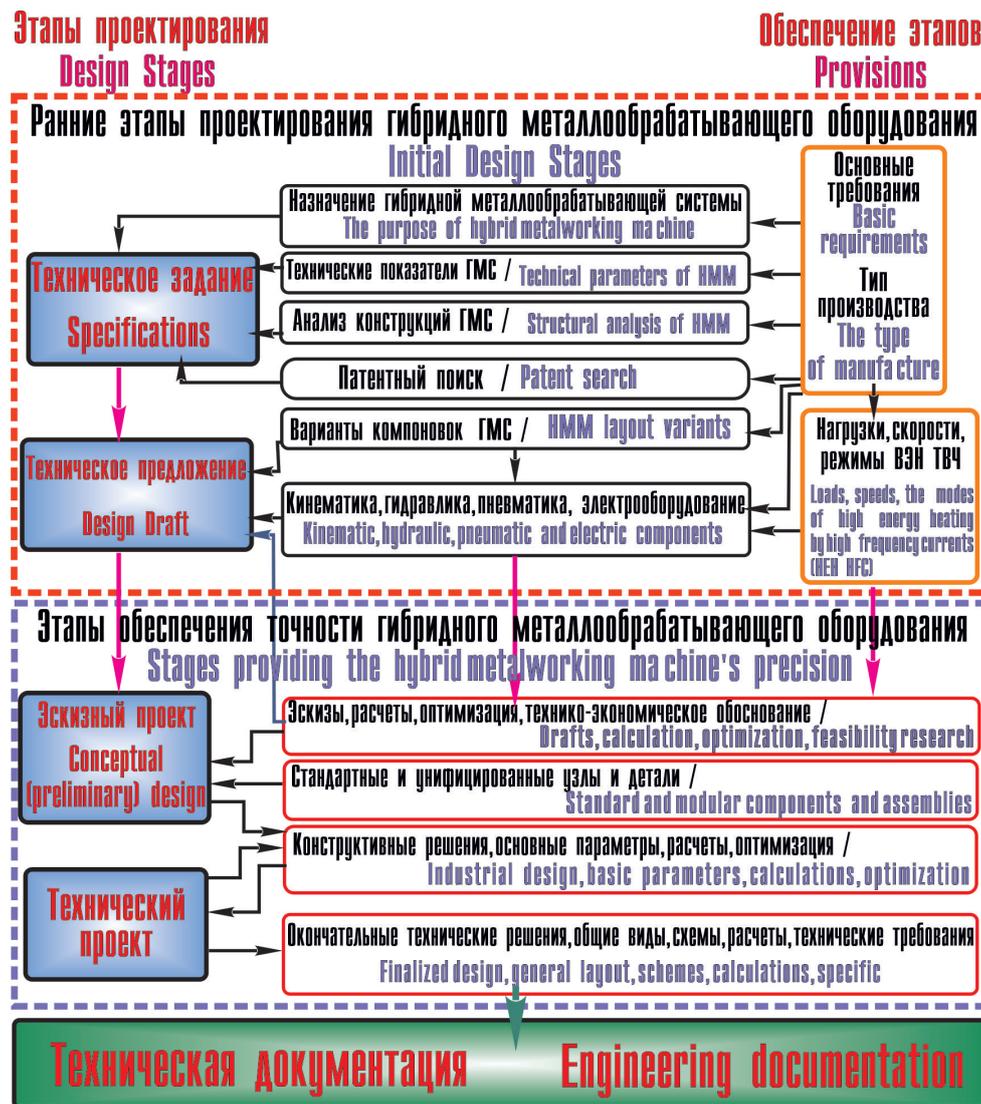


Рис. 2. Этапы проектирования гибридных металлообрабатывающих систем

Fig.2. Design stages of hybrid metalworking systems

ского предложения – общей концепции объекта проектирования (рис. 2). Именно здесь решается ряд важных первоочередных задач, прежде всего это выполнение структурного синтеза (формирование структуры гибридной металлообрабатывающей системы – определение составляющих ее элементов и связей между ними) и обоснование рациональных значений технических характеристик интегрального оборудования, отражающих его технологические возможности, металло- и энергоемкость, эргономичность и т. п.

Рассматриваемый этап очень важен с экономической точки зрения, так как именно при проведении предпроектного эксперимента, разработке технического задания и технического предложения решается вопрос основной части

затрат (до 80 %) на создание и эксплуатацию разрабатываемого оборудования [20–27]. Важность ответственного подхода к проектной деятельности на данной стадии вызвана еще и тем, что исправление ошибок, допущенных на этом этапе проектирования оборудования, требует значительных трудозатрат [27–34].

*Цель работы:* на основе структурного синтеза формообразующих систем станочного оборудования и прогнозирования их технических характеристик повысить эффективность начальных этапов проектирования гибридных металлообрабатывающих комплексов. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи.

1. Предложить методику структурного анализа, позволяющую эффективно выполнять пред-

проектные исследования при разработке гибридного металлообрабатывающего оборудования.

2. Осуществить обоснованный выбор источника энергии высокой концентрации, которым будет оснащаться проектируемое гибридное металлообрабатывающее оборудование. Провести серию натурных экспериментов с целью определения рационального диапазона варьирования удельных мощностей высокоэнергетического источника.

3. Разработать, спроектировать и апробировать технологию изготовления оборудования, оснастки и инструмента для гибридного станка. Представить схему реализации гибридного металлообрабатывающего технологического оборудования

### Методика исследований

Для определения исполнительных движений гибридной металлообрабатывающей системы (ГМС) и требуемого количества их настраиваемых параметров использовались основные положения структурно-кинематического синтеза металлорежущих станков [35–37]. Исследования возможного структурного состава и компоновки ГМС при интеграции механических и поверхностно-термических процессов производились с учетом основных положений структурного синтеза и компонетики металлообрабатывающих систем, представленных в работах [20, 25, 26, 38, 39].

Решению задачи определения эксплуатационных нагрузок металлообрабатывающих станков посвящено большое количество работ. Существует множество методов расчетов, в основном аналитического характера. Но при их применении нельзя говорить об абсолютной корректности результатов, так как они не позволяют учитывать большинства факторов и особенностей, оказывающих влияние на определяемые характеристики гибридных металлообрабатывающих станков непосредственно в реальных условиях эксплуатации. В статье предлагается универсальная методика обоснования технических характеристик комплексированного станочного оборудования на базе математического моделирования условий его эксплуатации.

Данная методика основывается на том, что эксплуатационные характеристики станков (частота вращения  $n$  (об/мин), крутящий момент на шпинделе  $T$  (Н · м) и эффективная мощность  $P$  (кВт)) образуют систему случайных величин, взаимосвязанных между собой и зависящих от

множества факторов, действующих как аддитивно, так и мультипликативно. К таким факторам прежде всего относятся режимные параметры технологических операций. Следовательно, для адекватного отражения специфических условий работы металлорежущего оборудования [40] математическую модель целесообразно создавать на основании принципа суперпозиций. В соответствии с данным принципом для системы эксплуатационных характеристик станков дифференциальная функция распределения будет иметь следующий вид:

$$f(x, y) = \sum_{q=1}^{\omega} p_q f_q(x, y), \quad (1)$$

где  $f_q(x, y)$  – дифференциальная функция элементарных (частных) распределений эксплуатационных характеристик  $x$  и  $y$ , соответствующих  $T$  и  $n$  для  $q$ -х условий обработки, при этом мощность  $P$  не входит в число аргументов данной функции, поскольку является производной от  $n$  и  $T$ ;  $p_q$  – вероятность работы станка в заданных условиях;  $\omega$  – число реализуемых на станке условий обработки.

Анализ большого количества результатов статистических исследований показал, что для некоторых условий обработки при определенных сочетаниях рассматриваемых технологических факторов описанные выше эксплуатационные характеристики могут быть выражены через логарифмически нормальный закон распределения. Тогда в выражении (1) заменим переменные  $x = \ln T$ ;  $y = \ln n$ , после чего функция  $f(x, y)$  будет представлять поверхность распределения. Необходимая исходная информация для построения данной функции либо берется из задания на проектирование станка, либо может быть получена на стадии прогнозирования технических характеристик оборудования [40, 41].

Анализируя выражение (1), приходим к выводу, что конечная картина дифференциальной функции распределения эксплуатационной характеристики формируется путем сложения частных функций с учетом их весовых коэффициентов. Более того, после построения картин распределений всех эксплуатационных характеристик можно определить наиболее рациональные значения каждой характеристики в отдельности, по сути, решая проблему начального этапа оптимизации. Поскольку на ранней стадии

проектирования за критерий оптимизации нельзя принять «*приведенные затраты*», то необходимо прибегнуть к анализу характера изменения моделируемой зависимости (1), для чего лучше всего подходит ее вторая производная

$$f''(x, y) = \sum_{q=1}^{\omega} p_q f_q''(x, y), \quad (2)$$

в которой

$$f_q''(x, y) = -\frac{1-t_q^2}{\sigma_q^3 \sqrt{2\pi}} e^{-\frac{t_q^2}{2}} \text{ при } t_q = \frac{x-E_q}{\sigma_q}, \quad (3)$$

где  $t_q$  – нормированное отклонение;  $\sigma_q$  – среднее квадратическое отклонение логарифмов случайной величины;  $E_q$  – математическое ожидание.

В этом случае задача оптимизации по существу сводится к установлению экстремумов целевой функции  $f''(x, y) \rightarrow \max$ . На завершающем этапе оптимизации необходимо перейти к комплексному анализу полученной системы распределений эксплуатационных характеристик и определению уже на базе его результатов значений технических характеристик. Частота вращения  $n$ , крутящий момент  $T$  на шпинделе, мощность резания  $P$ , связанные между собой общепринятым в машиностроении выражением  $P = Tn/9554$ , образуют систему случайных величин, описываемых функцией

$$f(\ln T, \ln n) = \sum_{q=1}^{\omega} p_q f_q(\ln T, \ln n). \quad (4)$$

Плотность элементарных логнормальных распределений  $f_q(\ln T, \ln n)$  системы взаимозависимых случайных величин выражается формулой

$$f_q(\ln T, \ln n) = \frac{1}{2\pi\sigma_{\ln T} \sigma_{\ln n} \sqrt{1-R_q^2}} e^{-\alpha}$$

при

$$\alpha = \frac{1}{2(1-R_q^2)} \left[ \frac{(\ln T - E_{\ln T_q})^2}{\sigma_{\ln T_q}^2} - \frac{2R_q(\ln T - E_{\ln T_q})(\ln n - E_{\ln n_q})}{\sigma_{\ln T_q} \sigma_{\ln n_q}} + \frac{(\ln n - E_{\ln n_q})^2}{\sigma_{\ln n_q}^2} \right], \quad (5)$$

где  $R_q$  – коэффициент корреляции случайных величин  $\ln T$  и  $\ln n$ .

Однако для исследования нагрузок, действующих на отдельные элементы привода, вместо поверхности более целесообразно использовать картину распределения эксплуатационных характеристик, которая представляет собой семейство кривых равной плотности (линий равной вероятности). Она формируется путем сечения поверхности  $f(x, y)$  рядом плоскостей, параллельных горизонтальной плоскости, и проецирования полученных кривых на эту плоскость.

Последовательным интегрированием функции  $f(x, y)$  внутри некоторой области  $S$ , ограниченной рамками  $ABCDE$  значений характеристик (рис. 3), можно найти вероятности  $p_{ij}$  условий работы станка для всех сочетаний  $n_i$  и  $T_j$ , а также соответствующей им мощности  $P_{ij}$ . Причем вероятность попадания точки с координатами  $x_i$  и  $y_j$  в элементарную область  $\Delta S$

$$p_{ij} [(x, y) \in \Delta S] = \iint_{\Delta S} f(x, y) dx dy. \quad (6)$$

Нахождение объема работ, выполняемых на станке с максимальной производительностью, определяется посредством суммирования этих вероятностей по всей области  $S$ . При необходимости осуществляется корректировка положения границ, а следовательно, и значений эксплуатационных характеристик (изменение положения границ обусловлено также потребностью в увяз-

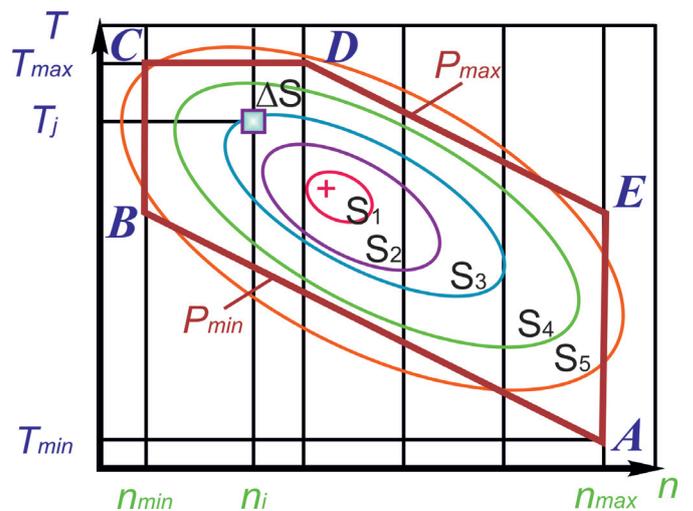


Рис. 3. Картина распределения эксплуатационных характеристик станка

Fig. 3. The distribution pattern of the machine operational characteristics

ке значений  $n$  с рядом предпочтительных чисел и округлением значений  $T$ ).

Полученные таким образом значения вероятностей реализации характеристик  $n_i$  и  $T_j$  могут служить в дальнейшем для вычисления эквивалентной нагрузки, действующей на любой проектируемый элемент привода.

### Результаты и их обсуждение

В работе представлен вариант реализации предпроектных исследований на примере проектирования гибридной металлообрабатывающей системы, предназначенной для интегральной обработки детали типа «Вал» (рис. 4).

Конструктор на предварительном этапе выполняет построение в параметрическом виде 3D-модели изделия и сохраняет ее в любой из следующих форматов представления графической информации: parasolid (\*.x\_t); IGES (\*.igs);

STEP (\*.step, \*.stp). Далее происходит формирование базы данных: указываются поверхности, подлежащие формообразованию на каждом из основных переходов (предварительная механическая обработка, поверхностная закалка ВЭН ТВЧ, чистовая механическая обработка); предельные значения изменения геометрических параметров вала; качество точности, волнистость и шероховатость обрабатываемых поверхностей, а также глубина закалки поверхностно-упрочняемых участков детали; марки конструкционных материалов, из которых предполагается изготавливать деталь; система управления (ручное или ЧПУ); тип производства и т. д.

Система на основе полученных данных алгоритмами метода моделирования процессов формообразования поверхностей [27] производит многокритериальный синтез гибридной металлорежущей системы с установлением наиболее рациональной совокупности методов размерной

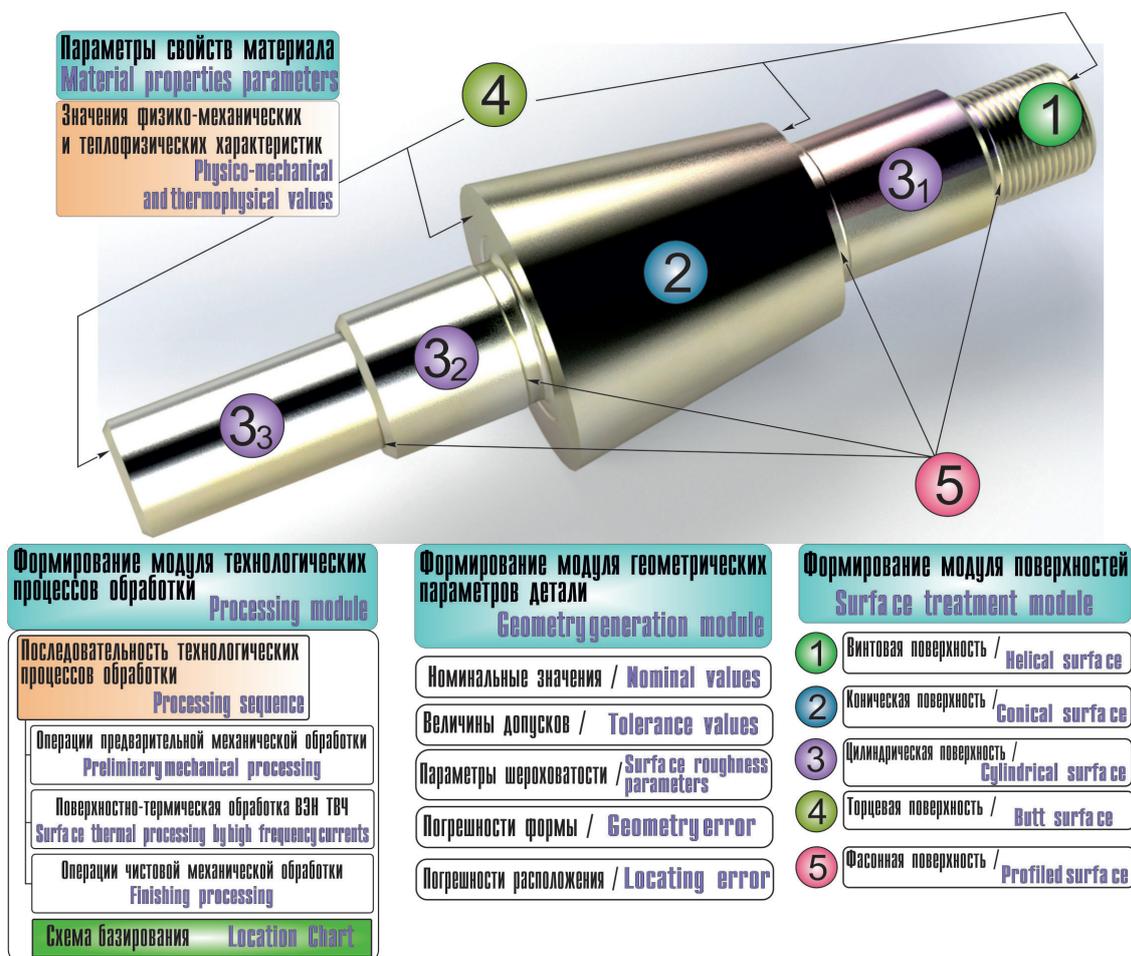


Рис. 4. Разложение обрабатываемой детали типа «Вал» на элементарные поверхности

Fig. 4. Breaking down the shaft-type workpiece into elementary surfaces

и поверхностно-термической обработки для детали в целом.

Альтернативными вариантами процессов формообразования элементарных поверхностей служат точение, фрезерование и шлифование. Поскольку весь комплекс механических (черновые и чистовые) и поверхностно-термических операций предполагается осуществить за один установ детали, то шлифование, в силу рационального использования данной операции на чистовых переходах, в дальнейшем анализе не рассматривалось. С учетом особенностей геометрии типовой детали, в частности соотношения между диаметром и длиной обрабатываемого объекта, было определено, что ось шпинделя в пространстве должна занимать горизонтальное положение.

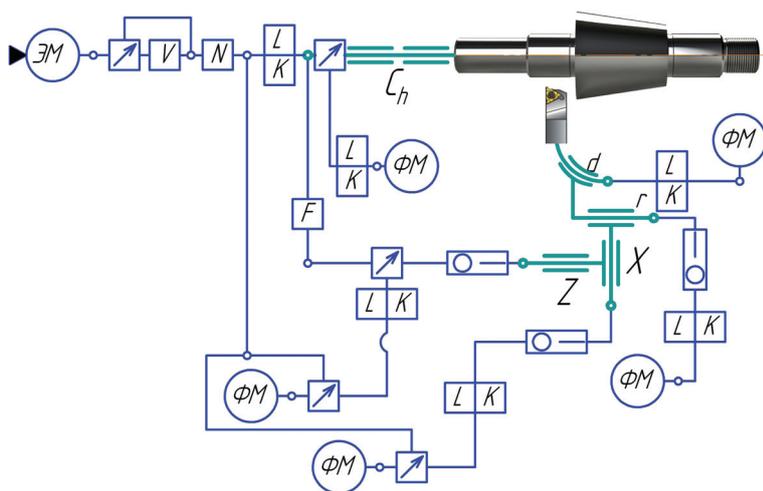
При синтезе гибридной металлообрабатывающей системы на основе использования схемы фрезерования элементарных поверхностей, например при использовании дисковых фрез, необходимы следующие элементарные движения: вращение шпинделя с режущим инструментом  $C$ , продольное  $Z$  и поперечное  $X$  перемещение фрезерного суппорта и вращательное движение заготовки  $D$ . При синтезе ГМС на основе токарной схемы для обеспечения процесса формообразования и формирования требуемых размеров, кроме вращательного движения шпинделя с заготовкой  $C$ , необходимы продольное  $Z$  и поперечное  $X$  перемещение инструментов. Сравнивая между собой структурные формулы компоновок  $D_h 0 Z X C_h$  (фрезерование: количество структурных вариантов только при реализации механических операций составляет  $5! = 120$ ) и  $C_h 0 Z X$  (точение: количество структурных вариантов только при реализации механических операций составляет  $4! = 24$ ), приходим к выводу, реализация ГМС по токарной схеме конструктивно проще в реализации. Таким образом, на данном этапе системой было определено минимально необходимое количество элементарных движений узлов гибридной металлообрабатывающей системы. Затем в зависимости от функционального назначения определяется требуемое количество исполнительных движений (ИД) и их состав: формообразующие, установочные, движения деления, вспомогательные или управления.

На рис. 5 представлены частные структурные формулы компоновок в совокупности со

структурно-кинематическими схемами (СКС) для каждой в отдельности обрабатываемой поверхности и метода обработки. При генерации СКС система также старается найти рациональное решение при построении кинематических групп исполнительных движений: 1) точка подключения внешней связи к внутренней должна находиться как можно ближе к тому рабочему органу, движение которого осуществляется с большей скоростью и требует повышенного расхода мощности, при этом основной поток мощности не должен проходить через орган настройки траектории, поскольку будет снижена точность образования формы поверхности и усложнена конструкция блока; 2) длина внутренней связи (кинематической цепи) в сложных ИД должна быть минимальной, поскольку внутренняя связь отвечает за траекторию движения; 3) органы настройки остальных параметров ИД (скорости  $V$ , направления  $N$ , пути  $L$  и конечной точки  $K$ ) необходимо устанавливать во внешних связях; 4) каждый параметр ИД целесообразно настраивать только одним органом так, чтобы перестройка любого параметра не вызывала подналадки других [42].

Синтез СКС для выбранных методов обработки заданных поверхностей детали является тем этапом, на котором анализируются полученные результаты и принятые решения, что позволяет своевременно провести необходимые корректировки и уточнения. На этой стадии необходимо конкретизировать тип устройств, так как условные обозначения элементов СКС подразумевают широкий спектр механизмов с определенными достоинствами и недостатками, способных выполнять ту или иную заданную функцию. С этой точки зрения оптимизация СКС дает возможность принять ряд рациональных решений: выбрать наиболее выгодное сочетание органов исполнительных движений, разнесенных по времени, сократить количество кинематических цепей и источников энергии и т. д. [42]. Для более точной проработки СКС необходима информация о рациональных технических характеристиках будущего гибридного металлообрабатывающего оборудования.

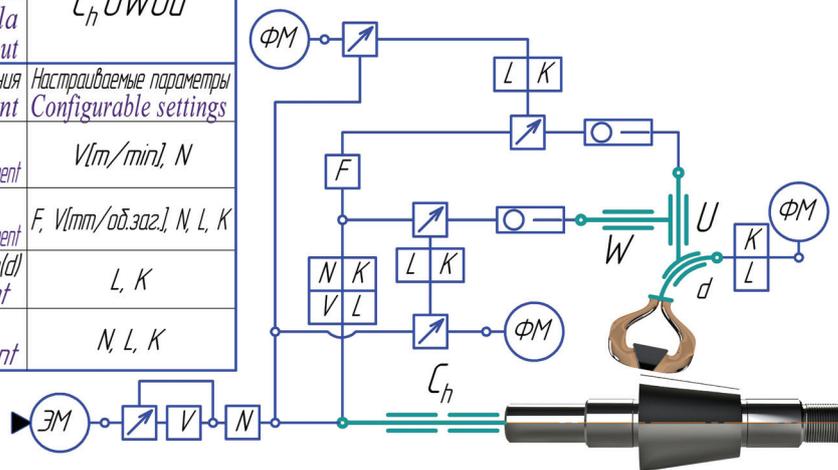
При проектировании интегрального оборудования предполагается реализовать на одном из технологических переходов гибридного станка метод высокоэнергетического нагрева токами



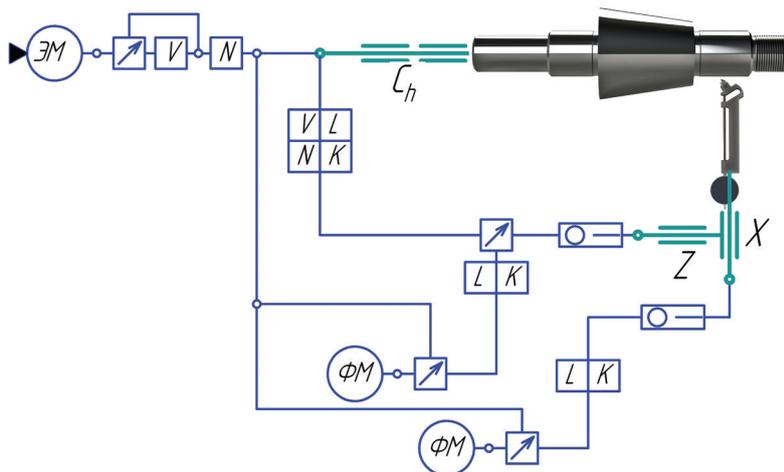
Структурная формула компоновки станка Structural formula of the machine layout	$C_h OZXRd$
Исполнительные движения Actuating movement	Настраиваемые параметры Configurable settings
$\Phi_V(C_h)$ geometry generation movement	$F, V[m/min], N, L, K$
$Усм(X), Усм(d)$ setting movement	$L, K$
$\Delta(C_h), \Delta(r)$ indexing movement	$L, K$
$Всп(Z), Всп(X)$ auxiliary movement	$N, L, K$

a

Структурная формула компоновки станка Structural formula of the machine layout	$C_h OWUd$
Исполнительные движения Actuating movement	Настраиваемые параметры Configurable settings
$\Phi_V(C_h)$ geometry generation movement	$V[m/min], N$
$\Phi_S(WU)$ geometry generation movement	$F, V[m/min/об.заг.], N, L, K$
$Усм(W), Усм(U), Усм(d)$ setting movement	$L, K$
$Всп(W), Всп(U)$ auxiliary movement	$N, L, K$



b



Структурная формула компоновки станка Structural formula of the machine layout	$C_h OZX$
Исполнительные движения Actuating movement	Настраиваемые параметры Configurable settings
$\Phi_V(C_h)$ geometry generation movement	$V[m/min], N$
$\Phi_S(Z)$ geometry generation movement	$V[m/min/об.заг.], N, L, K$
$Усм(X)$ setting movement	$L, K$
$\Delta(Z)$ indexing movement	$L, K$
$Всп(Z), Всп(X)$ auxiliary movement	$N, L, K$

в

Рис. 5. Структурно-кинематические схемы при механической обработке:  
а – нарезание резьбы резцом; б – упрочнение конической поверхности; в – алмазное выглаживание цилиндрической поверхности

Fig. 5. Structural kinematic schemes for machining:  
a – thread cutting; б – conical surface hardening; в – diamond smoothing of the cylindrical surface

высокой частоты (ВЭН ТВЧ). Более того, областью наших интересов является поверхностная закалка стальных деталей с глубиной упрочнения порядка  $h = 1$  мм. Вследствие этого эффективная реализация ВЭН ТВЧ в этих условиях возможна на частотах уровня  $\omega = 400 \dots 440$  кГц, поскольку при данном факторе глубина проникновения тока в стальные изделия составляет  $0,6 \dots 0,8$  мм. Моделирование технических характеристик гибридного металлообрабатывающего оборудования показало, что для обеспечения сравнимого с механическими операциями уровня производительности формообразования необходимо осуществлять обработку ВЭН ТВЧ на скоростях порядка  $V_{и} \in [50, 100]$  мм/с. Проведение натурных экспериментов позволило определить диапазон удельных мощностей источника  $q_{и}(h, V_{и})$ , с которыми требуется производить обработку ВЭН ТВЧ:  $q_{и} \in [1,5; 4,0] \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>. В связи с тем, что процесс ВЭН ТВЧ характеризуется большими удельными мощностями, конструкция индукторов существенно отличается от традиционных. Конфигурация индукторов достаточно многообразна, но с учетом особенностей реализации высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты в качестве инструмента на операции термоупрочнения предпочтительнее использовать плоский индуктор петлевого типа, оснащенного магнитопроводом (рис. 6). Длина магнитопровода определяется как формой и размерами обрабатываемого участка детали, так и требуемой величиной удельной мощности в зоне нагрева. В большинстве своем использование индуктора указанной конструкции обеспечивает локализо-

ванный участок нагрева. Габаритные размеры указанного участка зависят как от длины ферритового магнитопровода, так и от ширины активного провода индуктора. Чтобы обеспечить отвод необходимого количества теплоты и избежать опасности перегорания активного провода индуктора, необходимо обеспечить толщину его стенок в пределах  $(1 \dots 1,4)\delta_M$ . Так, например,  $\delta_M$  – глубина проникновения тока – для меди при частоте тока 440 кГц будет составлять 0,11 мм, тогда для снижения суммарной мощности на индукторе ширина его активного провода должна быть минимальной, т. е. составлять 1...2 мм. Длина активного провода индуктора с учетом трудоемкости технологии изготовления, а также критерия реализации типовых формообразующих движений при поверхностной закалке выполняется порядком 10 мм. Соответственно максимальная площадь зоны активного провода индуктора равна 20 мм<sup>2</sup>. Принимая во внимание, что

$$q_{и} = N_{ТВЧуст} \eta_{ТВЧуст} / A,$$

где  $N_{ТВЧуст}$  – мощность ТВЧ установки;  $\eta_{ТВЧуст}$  – коэффициент полезного действия ТВЧ установки (для генераторов тиристорного типа  $\eta_{ТВЧуст} \approx 0,97$ );  $A$  – площадь зоны активного провода индуктора, максимальная мощность генератора токов высокой частоты равна

$$N_{max} = 4,0 \cdot 10^8 \text{ Вт/м}^2 \times \\ \times 20 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2 / 0,97 \approx 8,25 \text{ кВт}.$$



Рис. 6. Эффективная зона нагрева у индукторов различной конструкции при поверхностной закалке ТВЧ

Fig. 6. Effective heating zone for the various design inductors during surface hardening by high frequency currents

С учетом современного уровня развития микропроцессорной техники в области высокочастотных промышленных установок тиристорного типа, а также критериев удобоваримого встраивания в гибридную станочную систему в область наших интересов будут входить высокочастотные генераторы типа СВЧ-10 мощностью 10 кВт.

На завершающем этапе на базе частных структурно-кинематических схем производится синтез обобщенной кинематической структуры проектируемой гибридной металлообрабатывающей системы. Синтез обобщенной СКС может производиться по схеме агрегатного построения компоновки. При этом методе формулу компоновки можно представить в следующем виде:  $[C_{h\nu}0] \{[0ZXrd] + [0WUd]\}$ . Один из возможных вариантов реализации структурно-кинематической схемы представлен на рис. 7. Анализируя представленную схему, отметим достаточную трудоемкость в реализации данного варианта гибридной системы: большое количество кинематических цепей и органов настройки параметров исполнительных движений и т. д. Решением данной проблемы является построение металлообрабатывающей системы по модульной схеме, при которой становится возможным совместное использование максимального количества базовых узлов оборудования и органов настройки параметров ИД на механических и поверхностно-термических операциях. При таком методе формула компоновки может иметь вид: 1)  $C_h0Z(Xrd + WUd)$  (рис. 8); 2)  $C_h0Z(Xrd + Ud)$  (рис. 9); 3)  $Ch0ZX(rd + d)$  (рис. 10). В этих формулах строчными буквами обозначены установочные блоки: поворотные салазки суппорта, поворотный резцедержатель и поворот индуктора. Каждая из них имеет свои достоинства и недостатки и требует оптимизации на последующих этапах проектирования.

Рассмотрим выполнение оценки изменения эффективности проектирования гибридной металлообрабатывающей системы с горизонтальной/

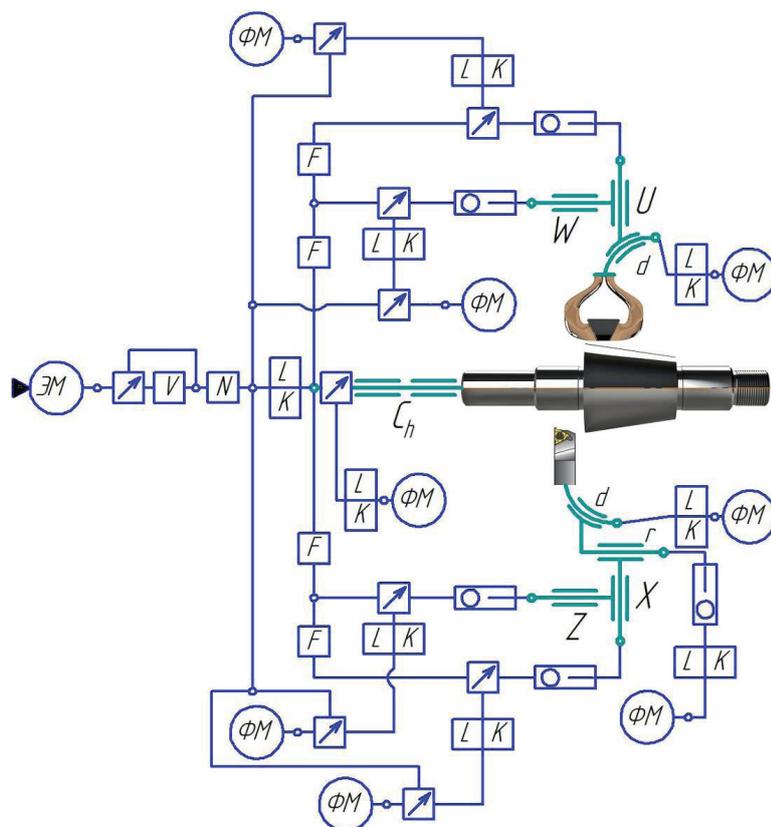


Рис. 7. Структурно-кинематическая схема гибридной металлообрабатывающей системы – структурная формула  $[C_h0] \{[0ZXrd] + [0WUd]\}$

Fig. 7. Structural kinematic scheme of the hybrid metalworking system: the structural formula is  $[C_h0] \{[0ZXrd] [0WUd]\}$

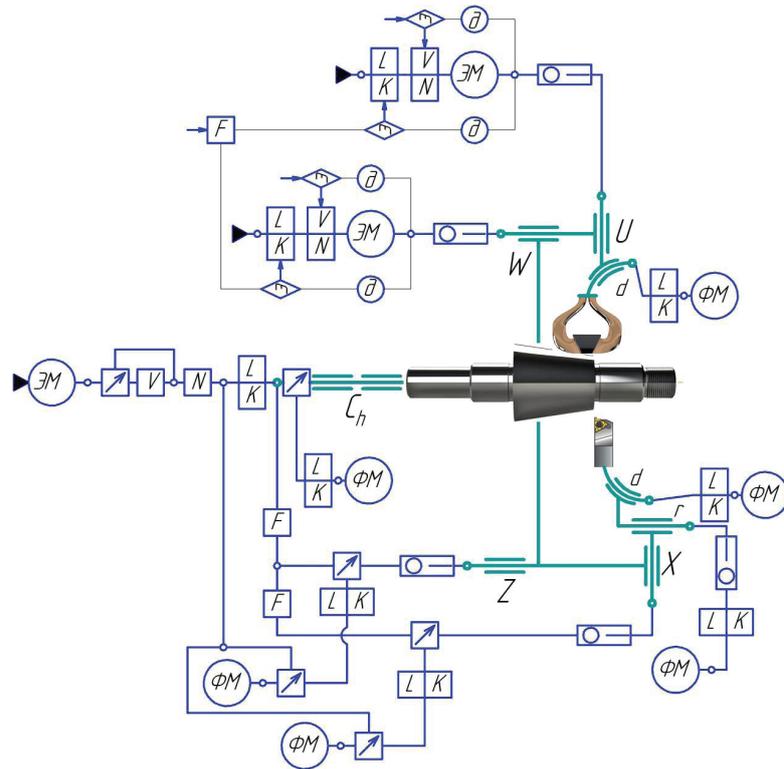


Рис. 8. Структурно-кинематическая схема гибридной металлообрабатывающей системы – структурная формула  $C_h 0Z(Xrd + WUd)$

Fig. 8. Structural kinematic scheme of the hybrid metalworking system: the structural formula is  $C_h 0Z(Xrd + WUd)$

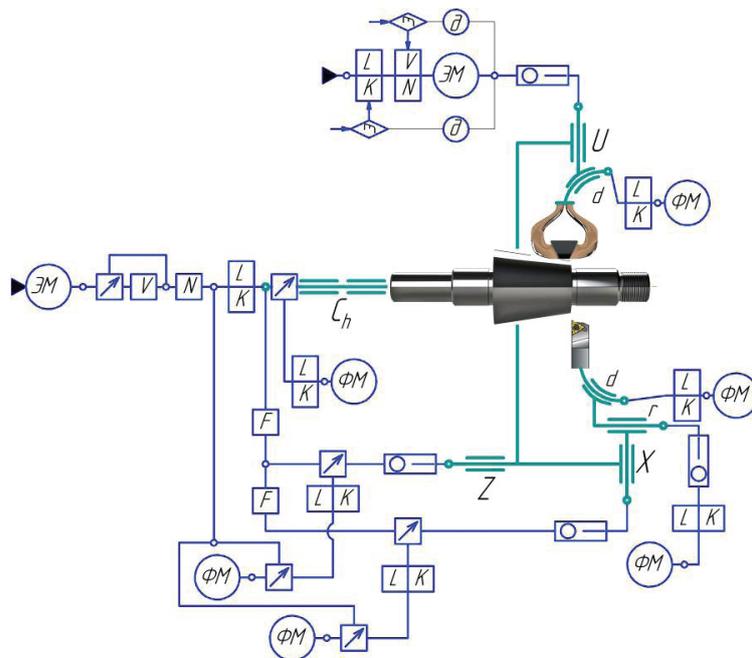


Рис. 9. Структурно-кинематическая схема гибридной металлообрабатывающей системы – структурная формула  $C_h 0Z(Xrd + Ud)$

Fig. 9. Structural kinematic scheme of the hybrid metalworking system: the structural formula is  $C_h 0Z(Xrd + Ud)$

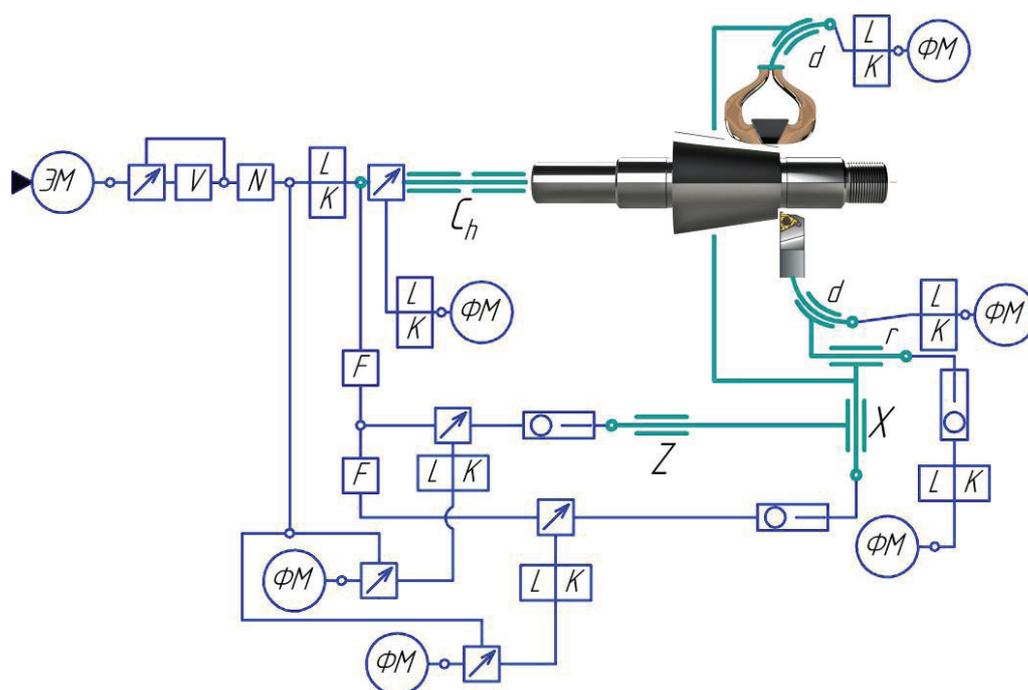


Рис. 10. Структурно-кинематическая схема гибридной металлообрабатывающей системы – структурная формула  $C_h 0ZX(rd + d)$

Fig. 10. Structural kinematic scheme of the hybrid metalworking system: the structural formula is  $C_h 0ZX(rd + d)$

вертикальной осью вращения и горизонтальным/вертикальным расположением станины на стадии синтеза компоновки гибридной металло-

обрабатывающей системы. Все возможные варианты компоновок рассматриваемой ГМС приведены в таблице.

### Гибридная металлообрабатывающая система на базе распространенных компоновок токарных станков

#### Hybrid metalworking system based on common lathe layouts

Цепь формообразования при механической и поверхностно-термической обработке / Geometry generation sequence during mechanical and surface heat treatment		Компоновка гибридной металлообрабатывающей системы с учетом расположения станины / The layout of the hybrid metalworking system depending on the bed location			
№ п/п	Формула / Formula	$0k_1k_2k_3$	$k_10k_2k_3$	$k_1k_20k_3$	$k_1k_2k_30$
1	$C_h ZX$	$0C_h ZX$	$C_h 0ZX^*$	$C_h Z0X$	$C_h ZX0$
	$C_v ZX$	$0C_v ZX$	$C_v 0ZX^*$	$C_v Z0X$	$C_v ZX0$
2	$C_h XZ$	$0C_h XZ$	$C_h 0XZ$	$C_h X0Z$	$C_h XZ0$
	$C_v XZ$	$0C_v XZ$	$C_v 0XZ$	$C_v X0Z$	$C_v XZ0$
3	$ZC_h X$	$0ZC_h X$	$Z0C_h X$	$ZC_h 0X$	$ZC_h X0$
	$ZC_v X$	$0ZC_v X$	$Z0C_v X$	$ZC_v 0X$	$ZC_v X0$

Примечания: примеры реализации компоновок представлены на рис. 11 и 12

Notes: examples of the layouts implementation are shown in fig. 11 and 12

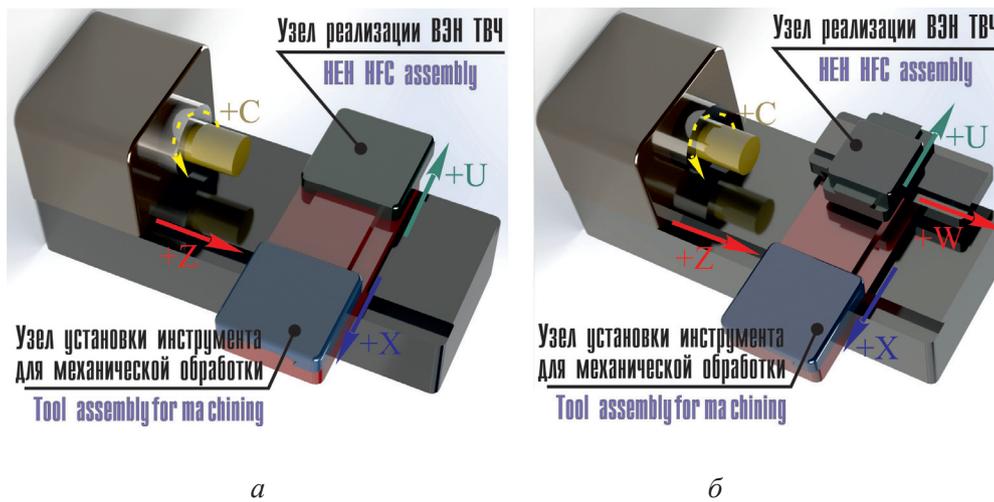


Рис. 11. Компонка гибридной металлообрабатывающей системы с горизонтальным расположением станины:

$$a - C_h0Z(X+U); \quad б - C_h0Z(X+WU)$$

Fig. 11. Layout of a hybrid metalworking system with a horizontal bed:

$$a - C_h0Z(X+U); \quad б - C_h0Z(X+WU)$$

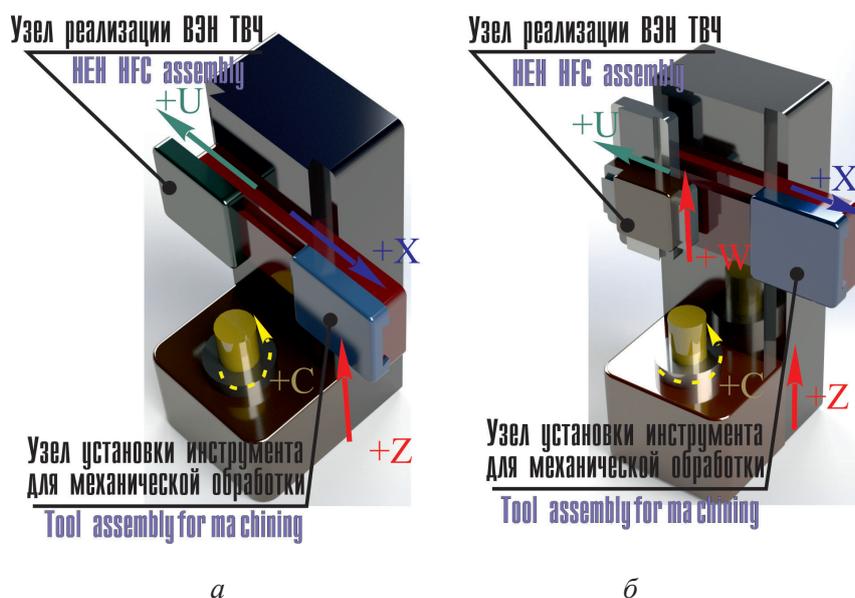


Рис. 12. Компонка гибридной металлообрабатывающей системы с вертикальным расположением станины:

$$a - C_v0Z(X+U); \quad б - C_v0Z(X+WU)$$

Fig. 12. Layout of a hybrid metalworking system with a horizontal bed:

$$a - C_v0Z(X+U); \quad б - C_v0Z(X+WU)$$

На рис. 13 представлена структура универсального множества вариантов компоновок гибридной металлообрабатывающей системы, при этом мощность такого отношения составит  $|U|=24$ . В случае, если для анализа будут оставлены только компоновки с горизонтальным или вертикальным расположением шпин-

деля, то мощность такого отношения составит  $|U|=12$ .

Неопределенность процесса проектирования металлообрабатывающей системы может быть выражена через энтропию данного процесса. По мере выполнения процесса проектирования растет объем получаемой о ГМС ин-

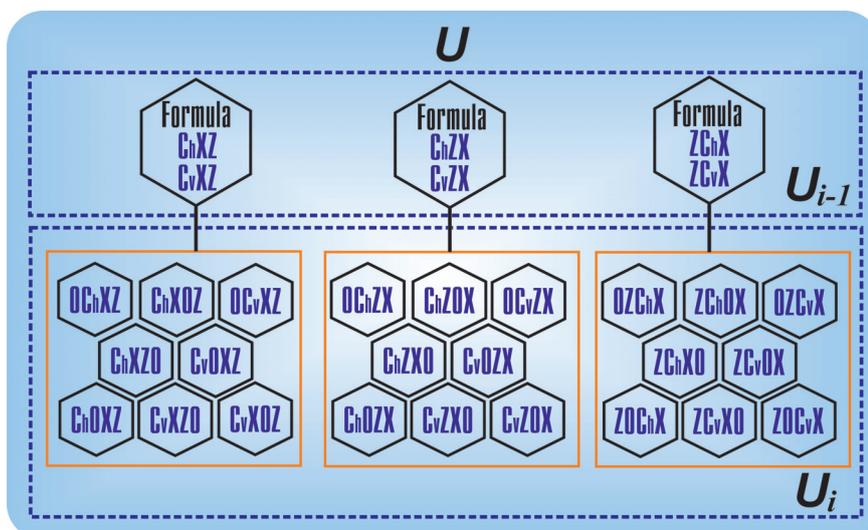


Рис. 13. Множество вариантов гибридной металлообрабатывающей системы на этапе синтеза его компоновок

Fig. 13. Variants of the hybrid metalworking system at the stage of its layouts synthesis

формации, следовательно, энтропия процесса сокращается.

Расчет энтропии такой сложной системы, как гибридная металлообрабатывающая система, можно осуществлять по формуле

$$H(U) = \ln(|U_{i-1}|) + \sum_{j=1}^{|U_{i-1}|} \ln(|U_i / U_{i-1,j}|).$$

Так как  $|U_{i-1}|=3$ , а  $|U_i / U_{i-1,1}|=8$ ,  $|U_i / U_{i-1,2}|=8$  и  $|U_i / U_{i-1,3}|=8$ , тогда

$$H(U)|_{|U|=24} = \ln(3) + \ln(8) + \ln(8) + \ln(8) = 7,337.$$

Соответственно решение только для горизонтальных или вертикальных компоновок даст следующий результат.

Так как  $|U_{i-1}|=3$ , а  $|U_i / U_{i-1,1}|=4$ ,  $|U_i / U_{i-1,2}|=4$  и  $|U_i / U_{i-1,3}|=4$ , то

$$H(U)|_{|U|=12} = \ln(3) + \ln(4) + \ln(4) + \ln(4) = 5,257.$$

Если взять за основу то, что конструктором на данном этапе проектирования будет рассмотрено по одному варианту компоновки для каждой формообразующей цепи из трех выбранных, а при этом будет использоваться традиционная методология, то получим:

для  $|U|=24$

$$H(U/R)|_{|U|=24} = \ln(3) + \ln(7) + \ln(7) + \ln(7) = 6,936;$$

для  $|U|=12$

$$H(U/R)|_{|U|=12} = \ln(3) + \ln(3) + \ln(3) + \ln(3) = 4,394.$$

По завершении данного этапа проектирования получаем величину информации о металлообрабатывающей системе, которая составляет:

для  $|U|=24$

$$I(R)|_{|U|=24} = H(U)|_{|U|=24} - H(U/R)|_{|U|=24} = 7,337 - 6,936 = 0,401;$$

для  $|U|=12$

$$I(R)|_{|U|=12} = H(U)|_{|U|=12} - H(U/R)|_{|U|=12} = 5,257 - 4,394 = 0,863.$$

Применение конструктором методологии предпроектных исследований на данной стадии проектирования дает ему возможность проработать все возможные варианты компоновки гибридной металлообрабатывающей системы, тогда будет  $H(U/R^*)=0$ . Соответственно:

для  $|U|=24$

$$I(R^*)|_{|U|=24} = H(U)|_{|U|=24} - H(U/R^*)|_{|U|=24} = 7,337;$$

для  $|U|=12$

$$I(R^*)|_{|U|=12} = H(U)|_{|U|=12} - H(U/R^*)|_{|U|=12} = 5,257.$$

Оценка эффективности проектирования может быть осуществлена путем сопоставления величины информации о гибридной металлообрабатывающей системе после осуществления процесса проектирования с использованием предлагаемой ( $I(R^*)$ ) и традиционной методологии ( $I(R)$ ):

$$E = \frac{I(R^*)}{I(R)}.$$

В соответствии с представленным выражением получим:

для  $|U|=24$

$$E|_{|U|=24} = \frac{I(R^*)|_{|U|=24}}{I(R)|_{|U|=24}} = \frac{7,337}{0,401} = 18,297;$$

для  $|U|=12$

$$E|_{|U|=12} = \frac{I(R^*)|_{|U|=12}}{I(R)|_{|U|=12}} = \frac{5,257}{0,863} = 6,092.$$

Полученный результат свидетельствует о том, что методология предпроектных исследований при применении ее на стадии синтеза компоновок в данном конкретном случае дает возможность увеличить эффективность проектирования в 6,092...18,297 раз.

Проведенный комплекс предпроектных исследований позволил в кратчайшие сроки подготовить рабочую документацию для реализации гибридного технологического оборудования, объединяющего механическую и поверхностно-термическую обработку.

Гибридный станок для интегрированной обработки деталей в виде тел вращения содержит установленное на передней части суппорта устройство для закрепления металлорежущих инструментов, высокочастотный генератор, питающий закалочный блок со сменным индуктором, средство перемещения закалочного блока

относительно обрабатываемых деталей, выполненное в виде установленного на задней части суппорта крестового стола с автономными приводами, причем закалочный блок со сменным индуктором установлен на крестовом столе (рис. 14).

Предлагаемая конструкция обеспечивает возможность установки обрабатываемой детали между режущими инструментами и закалочным блоком. Крестовый стол с автономными приводами даст возможность перемещения закалочного блока со сменным индуктором независимо от исполнительных движений режущих инструментов, установленных на передней части суппорта.

При такой компоновке процессы резания и поверхностной закалки могут осуществляться независимо друг от друга: одновременно или поочередно. При этом обработка осуществляется от одной технологической базы без промежуточных переустановов детали и инструментов, что позволяет уменьшить припуск на окончательную обработку. Уменьшение припусков и уменьшение времени на вспомогательные операции (за счет исключения промежуточных переустановов) позволяет существенно повысить производительность обработки деталей.

На рис. 14 представлен общий вид станка для интегрированной обработки деталей в виде тел вращения, который включает в себя: станину станка 1, на передней части суппорта 2 которого установлено устройство 3 для закрепления металлорежущих инструментов, закалочный блок 4 со сменным индуктором 5, высокочастотный генератор 6, питающий закалочный блок 4, средство перемещения закалочного блока относительно обрабатываемых деталей, выполненное в виде установленного на задней части суппорта 2 крестового стола 7 с автономными приводами, причем закалочный блок 4 со сменным индуктором 5 установлен на крестовом столе 7. Крестовый стол с автономными сервоприводами в продольном и поперечном направлении предназначен для осуществления исполнительных движений сменного индуктора 5 относительно обрабатываемой детали 8. Шпиндель 9 и центры 10 станка 1 обеспечивают закрепление и вращение обрабатываемой детали 8. В резцедержателе 3 суппорта 2 установлены режущие инструменты, используемые на операциях чернового, получистового, чистового точения и алмазного выглаживания.

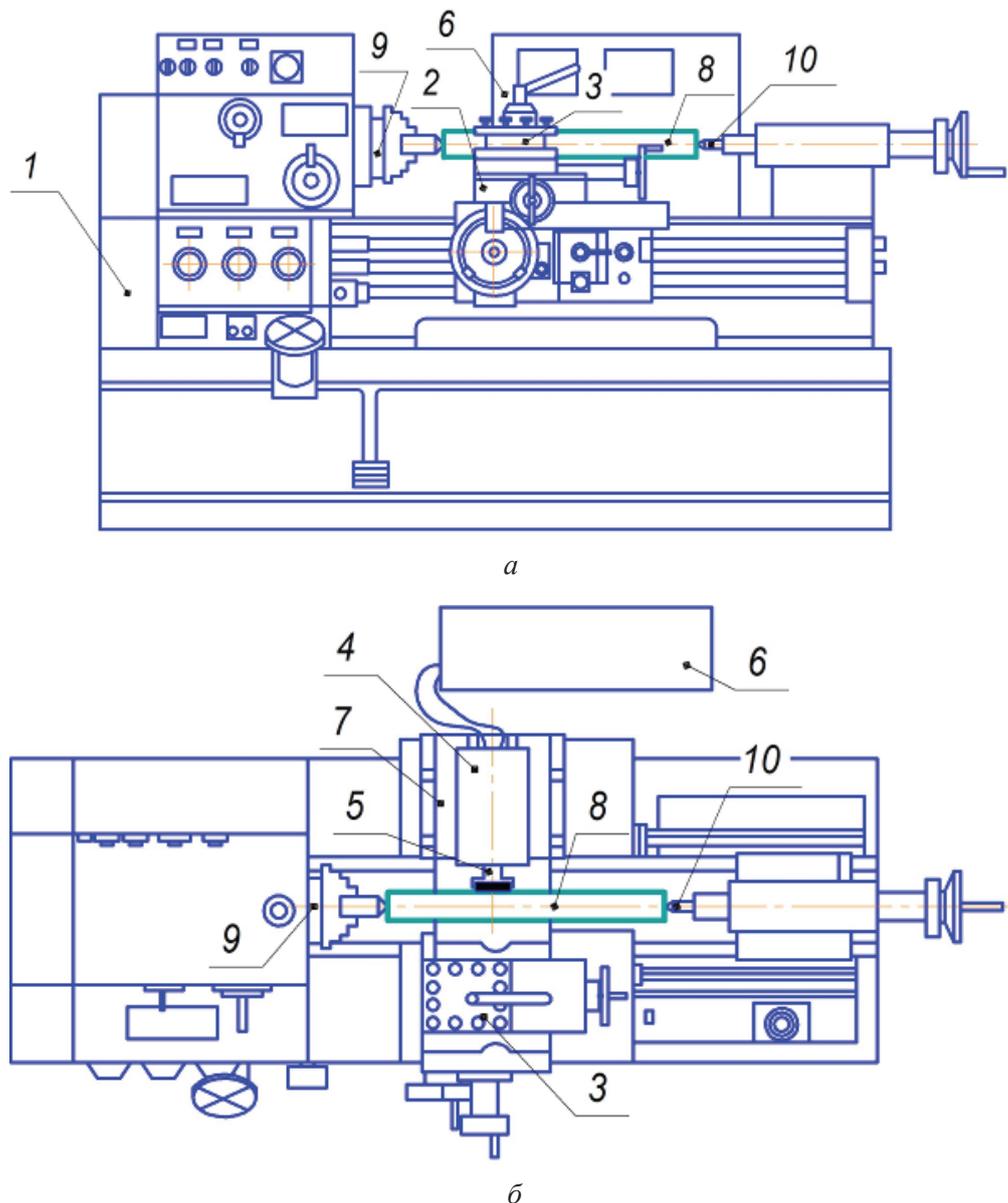


Рис. 14. Гибридный станок для интегральной обработки деталей в виде тел вращения:

*a* – вид спереди; *б* – вид сверху

Fig. 14. Hybrid machine for integrated processing of rotation bodies workpieces:

*a* – front view; *б* – top view

### Пример работы станка

Интегральную обработку изделий в виде тел вращения на гибридном станке для комбинированной обработки деталей осуществляют следующим образом. В центрах 10 станка 1 устанавливают деталь 8 в виде вала. Включают питание станка 1 и питание высокочастотного генератора 6. На первом переходе – предварительная электромеханическая обработка – одновременно происходит предварительный подогрев токами высокой частоты (далее ТВЧ)

от индуктора 5 детали 8 и процесс чернового точения. Для этого оператор гибридного станка выставляет в требуемое положение резцедержатель 3 в позицию с резцом для черновых операций, а находящийся в диаметрально противоположном направлении сменный петлевой индуктор 5 с магнитопроводом закалочного блока 4 посредством крестового стола 7 позиционируется в рабочее положение на величину технологического зазора (1...2 мм) относительно подогреваемой детали 8.

После завершения первого перехода оператор гибридного станка выключает высокочастотный генератор 6 и переводит станок 1 на режим второго перехода – полустачное точение, резцедержатель 3 устанавливается в позицию с соответствующим режущим инструментом, и процесс резания происходит без предварительного подогрева в окончательный размер, заданный рабочим чертежом на изготовление детали 8.

На третьем переходе – поверхностная закалка ТВЧ – оператор гибридного станка выставляет сменный индуктор 5 закалочного блока 4 в рабочее положение на величину постоянного технологического зазора порядка 0,1 мм относительно закаливаемой детали 8, что соответствует реализации более эффективной обработки – высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты. Оператор гибридного станка включает требуемый режим работы генератора 6. В процессе поверхностной закалки ТВЧ с подачей охлаждающей жидкости в зависимости от требуемой глубины упрочнения оператор корректирует работу генератора 6 во времени (мощность на сменном индукторе 5), приводов главного движения (обороты шпинделя 9) и приводов движений подачи станка 1. После завершения закалки оператор гибридного станка выключает высокочастотный генератор 6 и крестовый стол 7 перемещает сменный индуктор 5 в исходное (безопасное) положение. Для осуществления заключительного перехода – чистовое точение и алмазное выглаживание – резцедержатель 3 поворачивается в позицию, которой соответствует резец для чистовых операций, и осуществляется съём припуска закаленного металла, возникшего за счет объемного расширения упрочненного слоя (не более 0,02 мм). Для завершения полного технологического цикла изготовления детали 8 с целью обеспечения требуемой шероховатости поверхности, величины и характера распределения микротвердости и остаточных напряжений оператор переводит резцедержатель 3 в позицию с алмазным выглаживателем и осуществляет финишную механическую обработку. По завершении всего цикла обработки оператор выводит исполнительные органы в исходное положение, выключает высокочастотный генератор 6 и станок 1.

Использование предлагаемого гибридного станка существенно повысит производи-

тельность обработки в целом за счет реализации процессов поверхностной закалки методом высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты и механической обработки от одной технологической базы без промежуточных переустановов детали и инструментов.

## Заключение

Предложена и реализована оригинальная методика проведения структурно-кинематического анализа для предпроектных исследований гибридного металлообрабатывающего оборудования. В общем виде представлена теория обоснования выбора технических характеристик металлообрабатывающего оборудования, основанная на построении математической модели, учитывающей условия его эксплуатации. В основу предлагаемого подхода заложены элементы математической статистики и теории вероятности, что дает возможность применения систем автоматизированного проектирования на начальном этапе создания общей концепции нового технологического оборудования.

Теоретическими исследованиями было установлено, что эффективность проектирования гибридных металлообрабатывающих систем может быть повышена в 6,092...18,297 раз применением методологии предпроектных исследований. Произведена апробация разработанной методики проектирования и предложена схема реализации гибридного металлообрабатывающего технологического оборудования. Использование предлагаемого гибридного станка обеспечит повышение эффективности металлообработки в целом: существенно повысится производительность изготовления деталей машин за счет реализации процессов поверхностной закалки методом высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты и механической обработки от одной технологической базы без промежуточных переустановов детали и инструментов.

## Список литературы

1. Garro O., Martin P., Veron M. Shiva a multi-arms machine tool // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 1993. – Vol. 42, iss. 1. – P. 433–436. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62479-2.
2. Макаров В.М. Комплексированные технологические системы: перспективы и проблемы внедре-

ния // Ритм: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. – 2011. – № 6 (64). – С. 20–23.

3. Brecher C., Özdemir D. Integrative production technology: theory and applications. – [S. l.]: Springer International Publ., 2017. – 1100 p. – ISBN 978-3-319-47451-9. – DOI: 10.1007/978-3-319-47452-6.

4. Manufacturing systems and technologies for the new frontier: the 41st CIRP Conference on Manufacturing Systems, May 26–28, 2008, Tokyo, Japan / M. Mitsuishi, K. Ueda, F. Kimura, eds. – London: Springer, 2008. – 556 p. – eBook ISBN 978-1-84800-267-8. – DOI: 10.1007/978-1-84800-267-8.

5. Integration of production steps on a single equipment / V. Skeebea, V. Pushnin, I. Erohin, D. Kornev // Materials and Manufacturing Processes. – 2015. – Vol. 30, iss. 12. – DOI: 10.1080/10426914.2014.973595.

6. Hybrid processes in manufacturing / B. Lauwers, F. Klocke, A. Klink, A.E. Tekkaya, R. Neugebauer, D. Mcintosh // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 63, iss. 2. – P. 561–583. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.003.

7. Moriwaki T. Multi-functional machine tool // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2008. – Vol. 57, iss. 2. – P. 736–749. – DOI: 10.1016/j.cirp.2008.09.004.

8. Yamazaki T. Development of a hybrid multi-tasking machine tool: integration of additive manufacturing technology with CNC machining // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 42. – P. 81–86. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.193.

9. Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V. Research of influence of electric conditions of the combined electro-diamond machining on quality of grinding of hard alloys // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol. 91. – P. 012051. – DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012051.

10. Research of influence electric conditions combined electrodiamond processing by on specific consumption of wheel\* / D.V. Lobanov, P.V. Arkhipov, A.S. Yanyushkin, V.Yu. Skeebea // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 142. – P. 012081. – DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012081.

11. Boivie K., Karlsen R., Ystgaard P. The concept of hybrid manufacturing for high performance parts // *South African Journal of Industrial Engineering*. – 2012. – Vol. 23, iss. 2. – P. 106–115.

12. Effects of turn-milling conditions on chip formation and surface finish [Electronic resource] / K.R. Berenji, U. Karagüzel, E. Özlü, E. Budak // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2019. – URL: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2019.04.067> (accessed: 14.05.2019).

13. Efficiency of hybrid equipment combining operations of surface hardening by high frequency currents and abrasive grinding / V.Yu. Skeebea, V.V. Ivancivsky, N.V. Vakhrushev, K.A. Parts, G.O. Cha // *IOP Confer-*

*ence Series: Earth and Environmental Science*. – 2018. – Vol. 194, iss. 2. – P. 022038. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022038.

14. Salonitis K., Chondros T., Chryssolouris G. Grinding wheel effect in the grind-hardening process // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2008. – Vol. 38, iss. 1–2. – P. 48–58. – DOI: 10.1007/s00170-007-1078-9.

15. Иванцовский В.В., Скиба В.Ю. Совмещение операций поверхностной закалки и финишного шлифования на одном технологическом оборудовании // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2006. – № 1 (30). – С. 16–18.

16. Скиба В.Ю., Иванцовский В.В. Гибридное металлообрабатывающее оборудование: повышение эффективности технологического процесса обработки деталей при интеграции поверхностной закалки и абразивного шлифования. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2018. – 312 с. – ISBN 978-5-7782-3690-5.

17. Ding H.T., Shin Y.C. Laser-assisted machining of hardened steel parts with surface integrity analysis // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2010. – Vol. 50, iss. 1. – P. 106–114. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.09.001.

18. Densification, surface morphology, microstructure and mechanical properties of 316L fabricated by hybrid manufacturing / Y. Yang, Y. Gong, S. Qu, Y. Rong, Y. Sun, M. Cai // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 97, iss. 5–8. – P. 2687–2696. – DOI: 10.1007/s00170-018-2144-1.

19. Jeon Y., Lee C.M. Current research trend on laser assisted machining // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. – 2012. – Vol. 13, iss. 2. – P. 311–317. – DOI: 10.1007/s12541-012-0040-4.

20. Ивахненко А.Г. Повышение эффективности ранних стадий проектирования металлорежущих станков на основе структурного синтеза формообразующих систем: дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1998. – 244 с.

21. Effectiveness of structural-parametric synthesis of metal-cutting systems / A.G. Ivakhnenko, V.V. Kuts, O.Y. Erenkov, E.O. Ivakhnenko, A.V. Oleinik // *Russian Engineering Research*. – 2017. – Vol. 37, no. 10. – P. 901–905. – DOI: 10.3103/S1068798X17100112.

22. Optimal structure design methodology for compound multiaxis machine tools–I – Analysis of requirements and specifications / M. Nakaminami, T. Tokuma, M. Moriwaki, K. Nakamoto // *International Journal of Automation Technology*. – 2007. – Vol. 1, no. 2. – P. 78–86. – DOI: 10.20965/ijat.2007.p0078.

23. Optimal structure design methodology for compound multiaxis machine tools–II – Investigation of basic structure / M. Nakaminami, T. Tokuma, K. Matsumoto, S. Sakashita, M. Moriwaki, K. Nakamoto // *Internation-*

al Journal of Automation Technology. – 2007. – Vol. 1, no. 2. – P. 87–93. – DOI: 10.20965/ijat.2007.p0087.

24. Introduction to precision machine design and error assessment / ed. by S. Mekid. – Boca Raton: CRC Press, 2008. – 302 p. – ISBN-10: 0849378869. – ISBN-13: 978-0849378867. – (Mechanical and Aerospace Engineering Series).

25. Ивахненко А.Г., Куц В.В. Структурно-параметрический синтез технологических систем: монография. – Курск: Курский гос. техн. ун-т, 2010. – 151 с.

26. Куц В.В. Методология предпроектных исследований специализированных металлорежущих систем: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.07 / Юго-Западный государственный университет. – Курск, 2012. – 365 с.

27. Повышение эффективности проектирования гибридного металлообрабатывающего оборудования, объединяющего механическую и поверхностно-термическую операции: отчет о научно-исследовательской работе по проекту № 9.11829.2018/11.12 / В.Ю. Скиба, В.В. Иванцовский, О.В. Нос, Е.А. Зверев, Т.Г. Мартынова, Н.В. Вахрушев, Ю.В. Ванаг, К.А. Титова, Г.О. Ча, П.Ю. Скиба. – № ГР АААА-А18-118062290029-8. – Новосибирск, 2018. – 197 с.

28. Bamberg E. Principles of rapid machine design: doctor of philosophy diss. / Massachusetts Institute of Technology, Dept. of Mechanical Engineering. – Cambridge, 2000. – 212 p.

29. Luo X., Qin Y. Hybrid machining: theory, methods, and case studies. – London: Academic Press, 2018. – 326 p. – ISBN 9780128130599. – eISBN 9780128131138. – DOI: 10.1016/C2016-0-04527-8.

30. Shinno H., Hashizume H. Structured method for identifying success factors in new product development of machine tools // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2002. – Vol. 51, iss. 1. – P. 281–284. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)61517-0.

31. Moriwaki T., Nunobiki M. Object-oriented design support system for machine tools // Journal of Intelligent Manufacturing. – 1994. – Vol. 5, iss. 1. – P. 47–54. – DOI: 10.1007/BF00124686.

32. Brecher C., Spachholz G., Paepenmüller F. Developments for high performance machine tool spindles // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2007. – Vol. 56, iss. 1. – P. 395–399. – DOI: 10.1016/j.cirp.2007.05.092.

33. Method for the optimization of kinematic and dynamic properties of parallel kinematic machines / R. Neugebauer, W.G. Drossel, C. Harbecker, S. Ihlenfeldt, S. Hensel // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2006. – Vol. 55, iss. 1. – P. 403–406. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60445-4.

34. Kapur K.C., Lamberson L.R. Reliability in engineering design. – New Delhi: Wiley, India, 2009. – 608 p. – ISBN 9788126522453.

35. Федотенок А.А. Кинематическая структура металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1970. – 408 с.

36. Птицын С.В., Левицкий Л.В. Структурный анализ и синтез кинематики металлорежущих станков. – Киев: УМКВО, 1989. – 70 с.

37. Казанцев М.Е. Построение структурных схем станков и настройки исполнительных движений. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 1997. – 54 с.

38. Врагов Ю.Д. Анализ компоновок металлорежущих станков (Основы компонетики). – М.: Машиностроение, 1978. – 208 с.

39. Ивахненко А.Г. Концептуальное проектирование металлорежущих систем. Структурный синтез. – Хабаровск: Изд-во ХГТУ, 1998. – 124 с.

40. Надежность прогноза качества технологического оборудования / С.В. Птицын, В.Ю. Скиба, Ю.С. Чёсов, Е.В. Мережко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 2 (59). – С. 33–38.

41. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2018. – Vol. 194, iss. 2. – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

42. Чёсов Ю.С., Птицын С.В. Проектирование металлорежущего оборудования. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2005. – 105 с.

## Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Hybrid Process Equipment: Improving the Efficiency of the Integrated Metalworking Machines Initial Designing

Vadim Skeebea<sup>a,\*</sup>

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

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8242-2295>,  [skeebea\\_vadim@mail.ru](mailto:skeebea_vadim@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 November 2018

Revised: 17 January 2019

Accepted: 05 April 2019

Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Hybrid equipment

Conceptual design

Machining

Cutting

Surface hardening

#### Funding

The results were obtained under the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, project code: 9.11829.2018/11.12.

### ABSTRACT

**Introduction.** Creating of a new process equipment begins with the development of a draft proposal, i.e. the general concept of the design object. A recent analysis emphasized that it is this stage (including exploratory design, specifications development and draft proposal) that accounts for up to 80% of the process equipment manufacturing and operating cost. With the task being complex itself, the mistakes made at the early design stages lead to a sharp increase in labor costs for their correction. Developing the concept of a future hybrid process equipment is a difficult task to formalize. Since multitask machine complex combine various methods of product processing during geometry generation and changing the surface properties, there is a high probability of compatibility problems of the integrated subsystems and components. This is due to the systems design and layout complexity, harmonization of the multitask machine operating characteristics, compatibility of the machine control principles for solving spatial trajectory tasks and ensuring the accuracy of geometry generation. *The purpose of the study* is to increase the effectiveness of the initial stages of the hybrid metalworking complexes designing based on the structural synthesis of the machine geometry generation systems and the prediction of their technical characteristics. **Methods:** Theoretical studies were based on the principles of system analysis, geometric theory of the surfaces formation, design of metal-working machines, as well as finite elements method, mathematical and computer simulation. **Results and discussion.** We present an original methodology for conducting structural kinematic analysis for exploratory design of hybrid metalworking equipment. Theoretical studies have established that the hybrid metalworking systems design efficiency can be increased 6.092... 18.297 times using the methodology of exploratory design. Since the developed design methodology was approved, we proposed the implementation scheme for the hybrid metalworking process equipment. The use of the proposed hybrid machine will increase the efficiency of metalworking in general: the machine parts manufacturing performance will significantly rise owing to the implementation of surface hardening processes by high-energy heating with high-frequency currents and mechanical processing on the same technological site without intermediate re-installation of the workpieces and tools.

**For citation:** Skeebea V.Yu. Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83. (In Russian).

### References

1. Garro O., Martin P., Veron M. Shiva a multiarms machine tool. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1993, vol. 42, iss. 1, pp. 433–436. DOI: 0.1016/S0007-8506(07)62479-2.
2. Makarov V.M. Kompleksirovannyye tekhnologicheskie sistemy: perspektivy i problemy vnedreniya [Well integrated technological systems: prospects and problems of implementation]. *Ritm: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya = RITM: Repair. Innovation. Technologies. Modernization*, 2011, no. 6 (64), pp. 20–23.
3. Brecher C., Özdemir D. Integrative production technology: theory and applications. Springer International Publ., 2017. 1100 p. ISBN 978-3-319-47451-9. DOI: 10.1007/978-3-319-47452-6.

#### \* Corresponding author

Skeebea Vadim Yu., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 Novosibirsk State Technical University,  
 20 Prospekt K. Marksa,  
 Novosibirsk, 630073, Russian Federation  
 Tel: 8 (383) 346-17-79, e-mail: [skeebea\\_vadim@mail.ru](mailto:skeebea_vadim@mail.ru)

4. Mitsuishi M., Ueda K., Kimura F., eds. *Manufacturing systems and technologies for the new frontier: the 41st CIRP Conference on Manufacturing Systems*, May 26–28, 2008, Tokyo, Japan. London, Springer, 2008. 556 p. eBook ISBN 978-1-84800-267-8. DOI: 10.1007/978-1-84800-267-8.
5. Skeebe V., Pushnin V., Erohin I., Kornev D. Integration of production steps on a single equipment. *Materials and Manufacturing Processes*, 2015, vol. 30, iss. 12. DOI: 10.1080/10426914.2014.973595.
6. Lauwers B., Klocke F., Klink A., Tekkaya A.E., Neugebauer R., McIntosh D. Hybrid processes in manufacturing. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2014, vol. 63, iss. 2, pp. 561–583. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.003.
7. Moriwaki T. Multi-functional machine tool. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2008, vol. 57, iss. 2, pp. 736–749. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.09.004.
8. Yamazaki T. Development of a hybrid multi-tasking machine tool: integration of additive manufacturing technology with CNC machining. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 42, pp. 81–86. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.193.
9. Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V. Research of influence of electric conditions of the combined electro-diamond machining on quality of grinding of hard alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 91, p. 012051. DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012051.
10. Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. Research of influence electric conditions combined electrodiamond processing by on specific consumption of wheel\*. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 142, p. 012081. DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012081.
11. Boivie K., Karlsen R., Ystgaard P. The concept of hybrid manufacturing for high performance parts. *South African Journal of Industrial Engineering*, 2012, vol. 23, iss. 2, pp. 106–115.
12. Berenji K.R., Karagüzel U., Özlü E., Budak E. Effects of turn-milling conditions on chip formation and surface finish. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2019. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2019.04.067> (accessed 14.05.2019).
13. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Vakhrushev N.V., Parts K.A., Cha G.O. Efficiency of hybrid equipment combining operations of surface hardening by high frequency currents and abrasive grinding. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194, iss. 2, p. 022038. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022038.
14. Salonitis K., Chondros T., Chryssolouris G. Grinding wheel effect in the grind-hardening process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2008, vol. 38, iss. 1–2, pp. 48–58. DOI: 10.1007/s00170-007-1078-9.
15. Ivantsivsky V.V., Skeebe V.Yu. Sovmeshchenie operatsii poverkhnostnoi zakalki i finishnogo shlifovaniya na odnom tekhnologicheskom oborudovanii [Combining the operations of surface hardening and finish grinding on the same processing equipment]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2006, no. 1 (30), pp. 16–18.
16. Skeebe V.Yu., Ivantsivsky V.V. *Gibridnoe metallobrabatyvayushchee oborudovanie: povyshenie effektivnosti tekhnologicheskogo protsessa obrabotki detalei pri integratsii poverkhnostnoi zakalki i abrazivnogo shlifovaniya* [Hybrid metal working equipment: improving the effectiveness of the details processing under the integration of surface quenching and abrasive grinding]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2018. 312 p. ISBN 978-5-7782-3690-5.
17. Ding H.T., Shin Y.C. Laser-assisted machining of hardened steel parts with surface integrity analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2010, vol. 50, iss. 1, pp. 106–114. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.09.001.
18. Yang Y., Gong Y., Qu S., Rong Y., Sun Y., Cai M. Densification, surface morphology, microstructure and mechanical properties of 316L fabricated by hybrid manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 97, iss. 5–8, pp. 2687–2696. DOI: 10.1007/s00170-018-2144-1.
19. Jeon Y., Lee C.M. Current research trend on laser assisted machining. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2012, vol. 13, iss. 2, pp. 311–317. DOI: 10.1007/s12541-012-0040-4.
20. Ivakhnenko A.G. *Povyshenie effektivnosti rannikh stadii proektirovaniya metallovezhushchikh stankov na osnove strukturnogo sinteza formoobrazuyushchikh sistem*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Improving the efficiency of the early stages of designing machine tools based on the structural synthesis of shaping systems. Dr. eng. sci. diss.]. Moscow, 1998. 244 p.
21. Ivakhnenko A.G., Kuts V.V., Erenkov O.Y., Ivakhnenko E.O., Oleinik A.V. Effectiveness of structural-parametric synthesis of metal-cutting systems. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37, no. 10, pp. 901–905. DOI: 10.3103/S1068798X17100112.
22. Nakaminami M., Tokuma T., Moriwaki M., Nakamoto K. Optimal structure design methodology for compound multi-axis machine tools—I – Analysis of requirements and specifications. *International Journal of Automation Technology*, 2007, vol. 1, no. 2, pp. 78–86. DOI: 10.20965/ijat.2007.p0078.

23. Nakaminami M., Tokuma T., Matsumoto K., Sakashita S., Moriwaki T., Nakamoto K. Optimal structure design methodology for compound multiaxis machine tools–II – Investigation of basic structure. *International Journal of Automation Technology*, 2007, vol. 1, no. 2, pp. 87–93. DOI: 10.20965/ijat.2007.p0087.
24. Mekid S., ed. *Introduction to precision machine design and error assessment. Mechanical and Aerospace Engineering Series*. Boca Raton, CRC Press, 2008. 302 p. ISBN-10: 0849378869. ISBN-13: 978-0849378867.
25. Ivakhnenko A.G., Kuts V.V. *Strukturno-parametricheskii sintez tekhnologicheskikh sistem* [Structural-parametric synthesis of technological systems]. Kursk, KurskSTU Publ., 2010. 151 p.
26. Kuts V.V. *Metodologiya predproektnykh issledovaniy spetsializirovannykh metallobrabatyvayushchikh sistem*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Methodology of pre-design studies of specialized metal-cutting systems. Dr. eng. sci. diss.]. Kursk, 2012. 365 p.
27. Skeebe V.Yu., Ivantsivsky V.V., Nos O.V., Zverev E.A., Martynova T.G., Vakhrushev N.V., Vanag Yu.V., Titova K.A., Cha G.O., Skiba P.Yu. *Povyshenie effektivnosti proektirovaniya gibridnogo metallobrabatyvayushchego oborudovaniya, ob'edinyayushchego mekhanicheskuyu i poverkhnostno-termicheskuyu operatsii: otchet N 9.11829.2018/11.12* [Improving the efficiency of the conceptual design of the integrated metal-cutting equipment, combining mechanical and surface thermal operation: report N 9.11829.2018/11.12]. No. AAAA-A18-118062290029-8, 2018. 197 p.
28. Bamberg E. *Principles of rapid machine design: doctor of philosophy diss.* Massachusetts Institute of Technology, Dept. of Mechanical Engineering. Cambridge, 2000. 212 p.
29. Luo X., Qin Y. *Hybrid machining: theory, methods, and case studies*. London, Academic Press, 2018. 326 p. ISBN 9780128130599. eISBN 9780128131138. DOI: 10.1016/C2016-0-04527-8.
30. Shinno H., Hashizume H. Structured method for identifying success factors in new product development of machine tools. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2002, vol. 51, iss. 1, pp. 281–284. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)61517-0.
31. Moriwaki T., Nunobiki M. Object-oriented design support system for machine tools. *Journal of Intelligent Manufacturing*, 1994, vol. 5, iss. 1, pp. 47–54. DOI: 10.1007/BF00124686.
32. Brecher C., Spachtholz G., Paepenmüller F. Developments for high performance machine tool spindles. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2007, vol. 56, iss. 1, pp. 395–399. DOI: 10.1016/j.cirp.2007.05.092.
33. Neugebauer R., Drossel W.G., Harbecker C., Ihlenfeldt S., Hensel S. Method for the optimization of kinematic and dynamic properties of parallel kinematic machines. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2006, vol. 55, iss. 1, pp. 403–406. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60445-4.
34. Kapur K.C., Lamberson L.R. *Reliability in engineering design*. New Delhi, Wiley, India, 2009. 608 p. ISBN 9788126522453.
35. Fedotenok A.A. *Kinematicheskaya struktura metallobrabatyvayushchikh stankov* [Kinematic structure of machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 408 p.
36. Ptitsyn S.V., Levitskii L.V. *Strukturnyi analiz i sintez kinematiki metallobrabatyvayushchikh stankov* [Structural analysis and kinematics synthesis of machine tools]. Kiev, UMKVO Publ., 1989. 70 p.
37. Kazantsev M.E. *Postroyeniye strukturnykh skhem stankov i nastroyki ispolnitel'nykh dvizhenii* [Construction of block diagrams of machine tools and adjustment of executive movements]. Novosibirsk, NSTU Publ., 1997. 54 p.
38. Vragov Yu.D. *Analiz komponovok metallobrabatyvayushchikh stankov (Osnovy komponentiki)* [Analysis of the layout of machine tools. The basics of compositing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. 208 p.
39. Ivakhnenko A.G. *Kontseptual'noye proektirovaniye metallobrabatyvayushchikh sistem. Strukturnyi sintez* [Conceptual design of metal-cutting systems. Structural synthesis]. Khabarovsk, KhGTU Publ., 1998. 124 p.
40. Ptitsyn S.V., Skeebe V.Yu., Chesov Yu.S., Merezhko E.V. *Nadezhnost' prognoza kachestva tekhnologicheskogo oborudovaniya* [Reliability prediction of quality process equipment]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovaniye, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2013, no. 2 (59), pp. 33–38.
41. Skeebe V.Yu., Ivantsivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194, iss. 2, p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.
42. Chesov Yu.S., Ptitsyn S.V. *Proektirovaniye metallobrabatyvayushchego oborudovaniya* [Design of metal-cutting equipment]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2005. 105 p.

## Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Структура и механические свойства металла шва стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки

Андрей Воронцов<sup>1, a, \*</sup>, Ксения Осипович<sup>1, b</sup>, Андрей Чумаевский<sup>1, c</sup>, Вероника Утяганова<sup>1, d</sup>,  
 Антон Малюк<sup>2, e</sup>, Александр Ступаков<sup>2, f</sup>, Евгений Колубаев<sup>1, g</sup>, Валерий Рубцов<sup>1, h</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, [vav@ispms.com](mailto:vav@ispms.com), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, [osipovich\\_k@ispms.tsc.ru](mailto:osipovich_k@ispms.tsc.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, [filaret\\_2012@mail.ru](mailto:filaret_2012@mail.ru),

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7737-4233>, [antohindenis@mail.ru](mailto:antohindenis@mail.ru), <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7899-053X>, [ans52@tpu.ru](mailto:ans52@tpu.ru),

<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.ru](mailto:eak@ispms.ru), <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725, 621.791.754.2

#### История статьи:

Поступила: 21 февраля 2019

Рецензирование: 18 марта 2019

Принята к печати: 11 апреля 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Конструкционная сталь

ГЛС

Структура сварного шва

Механические свойства

Металл шва

#### Финансирование

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.607.21.0190, идентификатор проекта RFMEFI60717X0190).

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Гибридная лазерно-дуговая сварка (ГЛС) является перспективным методом получения неразъемных соединений. Отличительная особенность данного процесса – это взаимодействие двух источников тепла в одной сварочной ванне расплава. С помощью данного вида сварки возможно сваривание за один проход толстостенных металлических заготовок без разделки кромок с высокой скоростью. Ввиду того что в данном процессе сварки участвуют два тепловых источника, влияющих друг на друга в процессе сварки и формирующих ванны расплава с разными характеристиками и разной структурой после кристаллизации, остается актуальной задача исследования зависимостей формирования структуры шва и его механических свойств. Исследования сварных швов на примере конструкционной стали 09Г2С очень важны в сварочном производстве. **Цель работы** заключается в исследовании структуры и механических свойств металла шва, сварных соединений гибридной лазерно-дуговой сварки. **Результаты и обсуждение.** На основании полученных данных можно сделать вывод, что металл шва, полученный при гибридной лазерно-дуговой сварке, неоднороден как по микроструктуре, так и по результатам исследования микротвердости шва в разных направлениях. Измерения микротвердости в глубь сварного шва наглядно описывают тепловую историю процесса гибридной лазерной сварки. Область границы двух ванн расплава имеет пониженную твердость по сравнению с чисто дуговой или чисто лазерной зоной плавления. Испытания на статическое растяжение металла шва показали отличие между дуговой и лазерной ванной расплава. Результаты механических испытаний также выявили анизотропию металла шва во взаимно перпендикулярных направлениях.

**Для цитирования:** Структура и механические свойства металла шва стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки / А.В. Воронцов, К.С. Осипович, А.В. Чумаевский, В.Р. Утяганова, А.П. Малюк, А.Н. Ступаков, Е.А. Колубаев, В.Е. Рубцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 84–96. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-84-96.

## Введение

Несмотря на то что первые эксперименты по лазерно-дуговому воздействию на материалы проводились уже в 80-х годах прошлого века [1], только сейчас в связи с развитием мощных волоконных лазеров гибридная лазерно-дуговая сварка достигла стадии реальной промышленной технологии. Различные варианты гибридной

#### \*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, аспирант, м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический 2/4,

г. Томск, 634055, Россия

Тел.: +7 (983) 239-3417, e-mail: [vav@ispms.ru](mailto:vav@ispms.ru)

ной лазерно-дуговой сварки (лазер+MIG/MAG, лазер+TIG) [2–7] являются одними из наиболее перспективных технологий сварки толстостенных [8–10] крупногабаритных конструкций в судостроении, нефтегазовой промышленности, энергетике, мостостроении и строительстве, а также легких конструкций в аэрокосмической отрасли и транспортном машиностроении. Ее основное преимущество состоит в возможности однопроходной сварки металла толщиной до 20 мм, в том числе новых высокопрочных сталей и современных сплавов, а также в повышении производительности за счет увеличения скорости сварки. Технология обладает рядом преимуществ по сравнению как с лазерной, так и традиционной дуговой сваркой [5]. Наличие дополнительного источника нагрева делает ее менее чувствительной к зазорам. Возможность дополнительного легирования сварного шва за счет присадочного материала позволяет получать соединения с заданными прочностными характеристиками. Взаимодействие лазерного излучения и электрической дуги стабилизирует горение дуги при высокоскоростной обработке. Качество швов при этом не уступает швам, полученным с помощью лазерной сварки. Таким образом, гибридные процессы позволяют обеспечить лучшую свариваемость и снизить требования подготовки стыков по сравнению с лазерными технологиями, а также повысить производительность и качество сварного шва, уменьшить деформацию изделия по сравнению с дуговыми технологиями.

Достоинства лазерно-дугового процесса сварки определяют его широкое промышленное применение, которое, в свою очередь, обусловлено огромным количеством исследований, проведенных в этой области [11–16]. В различных странах проводили сравнительные экспериментальные исследования лазерного, дугового и гибридного процессов с позиции механических свойств и геометрии металла шва [5,7]. Проводились исследования гибридных процессов с применением различных лазерных источников [3,17]; определялось влияние зазора, формы разделки кромок, а также технологических параметров лазерно-дуговой гибридной сварки на геометрию сварного соединения.

К проведенным теоретическим исследованиям относится разработка модели плавления

электрода, исследование характеристик источников энергии по отдельности [18, 19], влияние изменения параметров лазерного излучения при его прохождении через дугу, определение макроскопических свойств плазмы, формирование плазменного факела. Создаются модели [20–24] для расчета распределения температуры, скорости частиц в расплавленном металле, прогнозирования порообразования и геометрии сварного соединения. К наиболее значительным вкладам в теоретические исследования лазерно-дугового процесса относятся модели динамического поведения сварочной ванны, модели прогнозирования химического состава металла в зоне воздействия луча, структура и свойства металла шва и зоны термического влияния.

Из сказанного выше можно утверждать, что технология гибридной лазерной сварки является перспективным направлением развития сварочного производства. В настоящее время принципы формирования микроструктуры во взаимосвязи с механическими свойствами металла шва являются недостаточно изученной темой в процессах сварки с двумя и более источниками тепла.

**Цель работы** заключается в исследовании структуры и механических свойств сварного шва ферритно-перлитной стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки.

### Методика исследований

Исследования сварных швов гибридной лазерно-дуговой сварки (ГЛС) проводились на листовом прокате ферритно-перлитной стали 09Г2С. Химический состав стали приведен в табл. 1. В качестве заготовок использовались пластины толщиной 12 мм и размером 300×120 мм.

Схема получения образцов приведена на рис. 1. Для получения неразъемных соединений использовался иттербиевый волоконный лазер производства компании IPG с длиной волны 1,03 мкм. При сварке лазерное излучение было направлено перпендикулярно к плоскости заготовок, фокус лазерного излучения находился на плоскости лицевой поверхности сварных заготовок. Плоскопараллельные заготовки фиксировались на сварочном столе механическим устройством. Для достижения полного проплавления выдерживался воздушный зазор между

**Химический состав стали 09Г2С (массовая доля элементов, %)**
**Chemical composition of 13Mn6 steel (mass fraction of elements, %)**

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	V	Fe
До 0,12	0,5...0,8	1,3...1,7	До 0,3	До 0,035	До 0,03	До 0,3	До 0,3	До 0,12	Bal.

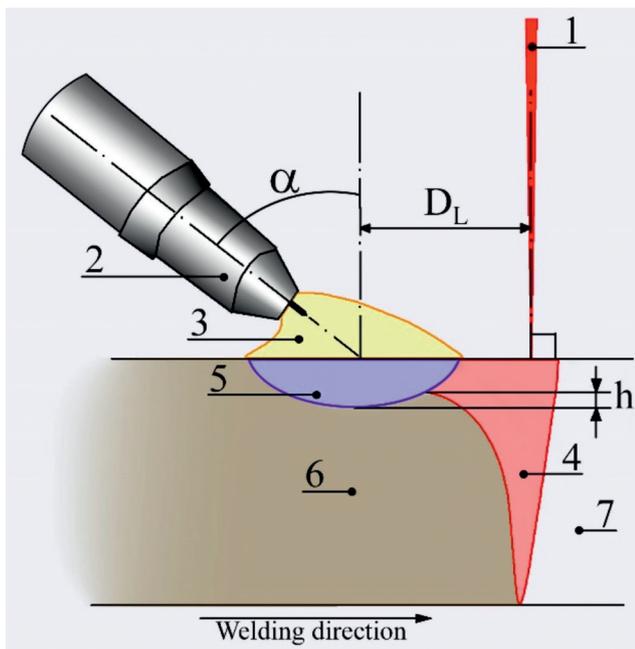


Рис. 1. Схема гибридной лазерно-дуговой сварки:  
 1 – луч лазера; 2 – сварочная горелка; 3 – плазма дугового источника; 4 – сварочная ванна от лазерного источника; 5 – сварочная ванна от дугового источника; 6 – сварной шов; 7 – свариваемые заготовки;  $\alpha$  – угол наклона сварочной горелки;  $D_L$  – расстояние между центрами сварочных ванн лазерного и дугового источника;  $h$  – высота вторично переплавленного дуговым источником слоя

Fig. 1. Hybrid laser-arc welding scheme:

1 – laser beam; 2 – welding torch; 3 – arc source plasma; 4 – laser source molten pool; 5 – arc source molten pool; 6 – weld seam; 7 – workpieces to be welded;  $\alpha$  – welding torch angle;  $D_L$  – distance between centers of laser and arc source molten pools;  $h$  – the height of the secondary remelted arc source layer

свариваемыми пластинами, величина которого составляла 0,8 мм. Такая величина зазора обеспечивала наибольшую эффективность сварочного процесса.

Постановка сварочной горелки производилась следующим образом. Сварочная горелка дугового источника находилась за лазерным источником на расстоянии  $D_L = 8,0$  мм, что дало

возможность разделить две взаимодействующие зоны: сварочную ванну от лазерного источника и сварочную ванну от дугового источника. Сварочная горелка была отклонена на угол  $\alpha = 50^\circ$ . Кроме того, для получения большей площади взаимодействия между ваннами расплава, образованных посредством лазерного и дугового источника, сварочная горелка была наклонена в сторону от нормального положения на  $17^\circ$ . Мощность лазерного излучения при сварке составляла 10 кВт, ток дуги – 184 А, напряжение дуги – 26,2 В, скорость сварки – 1 м/мин.

Из полученных неразъемных соединений на электроискровом станке вырезались образцы для проведения исследований структуры шва и его механических свойств. Исследования макро- и микроструктуры проводились на полированных и травленых в растворе (4 мл  $\text{HNO}_3$  + 96 мл  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ) шлифах поперечного сечения с использованием металлографического микроскопа Альтами МЕТ 1С.

Исследования механических свойств осуществлялись двумя способами. Первый способ заключался в измерении микротвердости методом Виккерса на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке в 50 г. Измерения производились по четырем траекториям, указанным на рис. 2, а белыми линиями. Верхняя линия измерений 1 микротвердости полностью лежит в зоне воздействия дугового источника. Горизонтальная линия измерений 2 микротвердости проходит через границу между сварочными ваннами от дугового и лазерного источника. Горизонтальная линия 3 полностью проходит через зону сварочной ванны, полученной лазерным источником; вертикальная штриховая линия 4 – траектория измерений микротвердости от лицевой стороны шва зоны плавления дуговым источником до корня шва – представляет собой зону плавления лазерным источником. Вертикальная траектория измерений качественно покажет изменения в

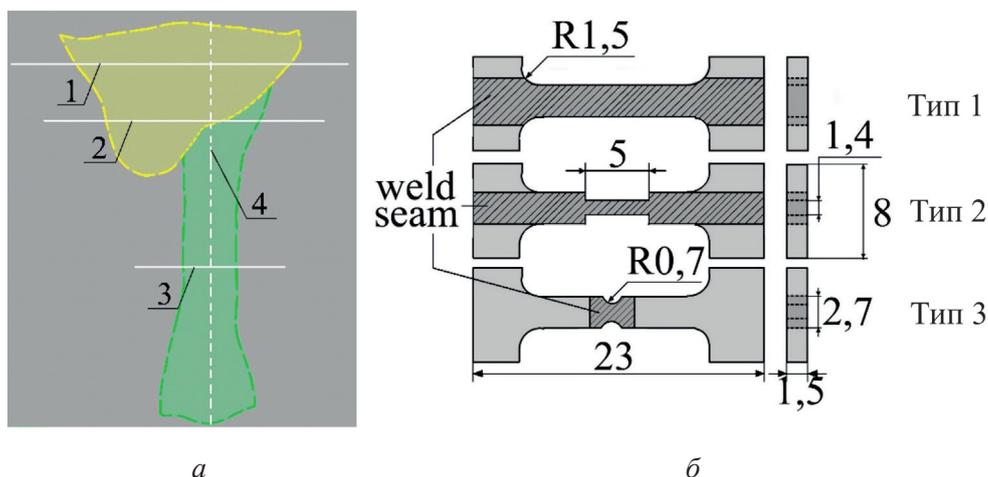


Рис. 2. Схемы проведения экспериментальных исследований:

*a* – траектории измерения микротвердости в вертикальном и горизонтальном направлении; *б* – схема вырезки нестандартных образцов для испытаний на статическое растяжение: тип 1 – образец для исследования механических свойств в продольном направлении сварного шва в области дугового источника; тип 2 – утоненный в области плавления лазерным излучением образец для исследования механических свойств в продольном направлении сварного шва; тип 3 – образец для исследования механических свойств в поперечном направлении сварного шва с утонением в области металла шва

Fig. 2. Experimental studies design:

*a* – Vertical and horizontal microhardness measurement directions; *б* – Tensile testing of non-standard specimens: type 1 – Sample for investigation of mechanical properties in the longitudinal direction of the weld in the arc source area; type 2 – specimen thinning for investigation of mechanical properties in the longitudinal direction of the weld in the field of laser radiation melting; type 3 – Sample for investigation of mechanical properties in the transverse direction of the weld with thinning in the area of the weld metal

значениях микротвердости, происходящие с переходом от зоны плавления дуговым источником к зоне плавления лазерным источником.

Второй способ заключался в исследовании на статическое растяжение. Исследования проводили как на стандартных, так и на специально подготовленных образцах меньшего размера, позволяющих испытать металл шва разных зон плавления – дуговой и лазерной. При изготовлении нестандартных образцов для испытаний на статическое растяжение осуществлялась их резка на электроискровом станке по схеме, указанной на рис. 2, б. Затем рабочая поверхность подготавливалась наждачной бумагой разной зернистости с последующей полировкой и травлением для выявления места последующего утонения. Для испытания нестандартных образцов на растяжение была изготовлена соответствующая оснастка. Испытания на статическое растяжение проводились на машине Testsystems 110M-10 при комнатной температуре.

## Результаты и обсуждения

При постановке эксперимента предполагалось расширить границу между взаимодействующими ваннами расплава, такими как зона плавления дуговым источником и зона плавления под действием лазерного излучения. В результате форма шва при наклоне сварочной горелки в сторону на  $17^\circ$  оказалась отличной от форм, исследуемых ранее [12, 15, 25, 26]. В совокупности с увеличением расстояния  $D_L$  была получена отчетливо различимая граница между зонами плавления от обоих источников тепла.

На рис. 3, а показана макроструктура шва с выделенными основными зонами сварочного процесса: желтым контуром обозначена зона плавления дуговым источником, зеленым контуром – зона плавления лазерным источником, синим пунктиром – границы зоны термического влияния (ЗТВ). На рис. 3, б–г представлена структура зон влияния тепловых источников на исходный металл в сварочном процессе под

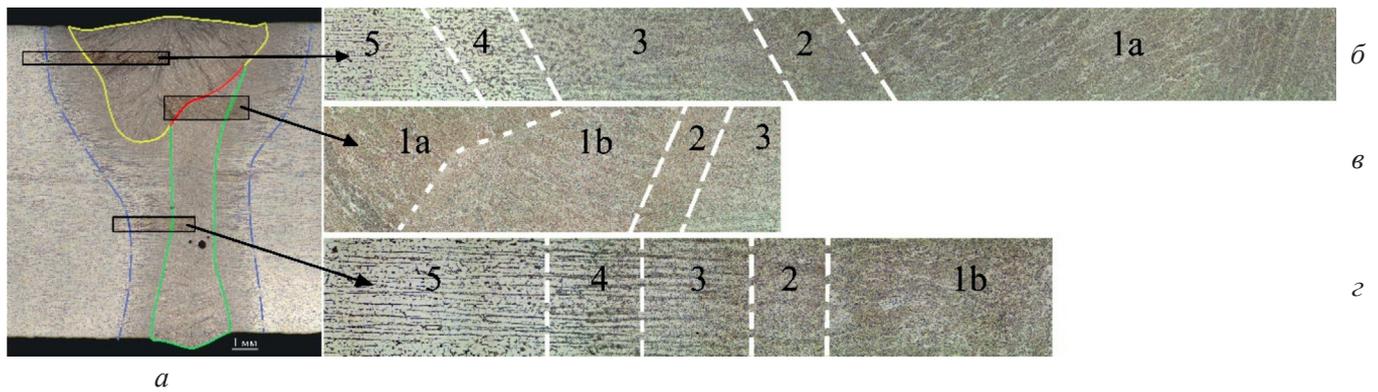


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения гибридной лазерно-дуговой сварки:

1a – металл шва после воздействия дугового источника; 1b – металл шва после воздействия лазерного излучения; 2 – ЗТВ с крупнозернистой структурой; 3 – ЗТВ с мелкозернистой структурой; 4 – зона перегрева исходного металла, начало фазовых превращений; 5 – исходный металл

Fig. 3. Microstructure of welded joint of hybrid laser-arc welding:

1a – weld metal after influence of arc source; 1b – weld metal after influence of laser radiation; 2 – HAZ with coarse-grained structure; 3 – HAZ with fine-grained structure; 4 – zone of overheating of the base metal, the beginning of phase transformations; 5 – base metal

большим увеличением. По мере приближения от исходного металла (зона 5) к металлу шва (зона 1a) наблюдаются изменения в структуре исходного материала. Исследуемая конструкционная сталь является двухфазной, состоящей из феррита и перлита. При перегреве из пластинчатого цементита начинает выделяться углерод, что приводит к распаду перлитных колоний, наблюдается (зона 4) рекристаллизация ферритного зерна. Зона 3 представляет собой мелкозернистую структуру, имеет место процесс нормализации. Более крупнозернистая структура наблюдается в отмеченной зоне 2. Металл шва (зона 1a), полученный после плавления дуговым источником, представляет собой столбчатую структуру, причем по краям переплавленного объема более измельченную, чем в его центре. Это объясняется разной тепловой историей в центре зоны 1a и по мере приближения к ее краям.

На рис. 3, в показана граница между зоной плавления дуговым источником (зона 1a) и зоной плавления лазерным источником (зона 1b), также присутствуют описанные выше зоны 2 и 3.

Участок сварного соединения около зоны плавления лазерным источником показан на рис. 3, г. Прилегающие зоны 2–4 имеют меньшие размеры в силу более высокой удельной мощности лазера и глубокого проплавления с образованием парогазового канала по сравнению с зоной плавления дуговым источником.

Металл шва, переплавленный посредством лазерного излучения, отличается более измельченной столбчатой структурой по сравнению со столбчатыми зёрнами зоны плавления дуговым источником. Это также обусловлено более высокой скоростью охлаждения в зоне 1b.

При подобных нестационарных условиях микроструктура металла шва в пределах одной зоны (1a или 1b) не должна претерпевать заметно больших изменений, за исключением областей, непосредственно прилегающих к зоне 2 сварного соединения. Однако исследования микротвердости показали некоторые особенности формирования металла шва обеих зон плавления, таких как дуговая (зона 1a) и лазерная (зона 1b).

В области плавления дуговым источником при рассмотрении вертикального профиля микротвердости наблюдается повышение значений микротвердости к центру области переплавленного дугой металла на 0,2 ГПа. Пиковое значение в области дуговой сварки находится на уровне 2,85 ГПа. При достижении своего пикового значения и приближении к зоне плавления лазером наблюдается постепенное понижение микротвердости.

На рис. 4, а в области, выделенной черным овальным контуром, значение микротвердости понижается до 2,75 ГПа, что обуславливается отпуском металла шва, представляющего собой мартенсит. Ввиду данной постановки экспери-

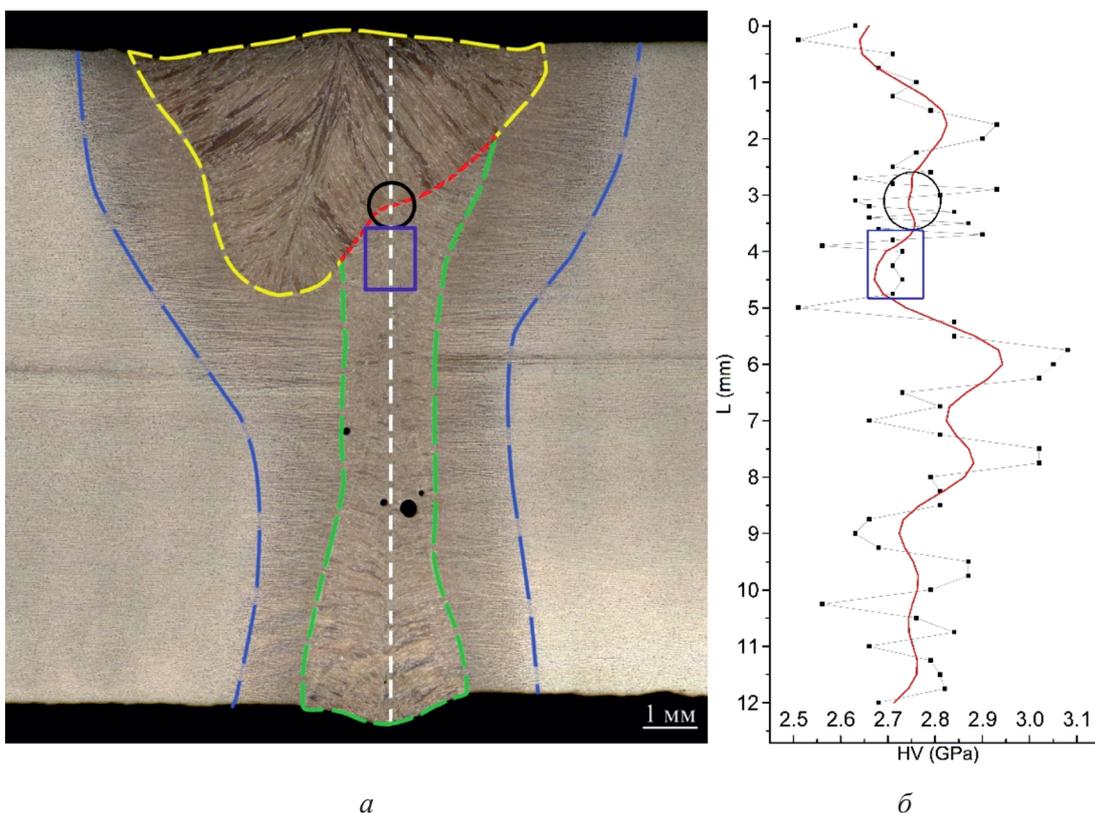


Рис. 4. Определение микротвердости:

*a* – макроструктура сварного шва; *б* – профиль микротвердости по вертикальной траектории 4

Fig. 4. Microhardness test:

*a* – Weld seam macrostructure; *б* – Microhardness profile along the vertical direction 4

мента после прохождения лазера происходит кристаллизация ванны расплава, а затем – вторичное переплавление под действием уже электрической дуги. В процессе плавления электрической дугой температура металла в месте плавления лазером намного выше изначальной комнатной температуры. Вследствие этого происходит понижение скорости охлаждения зоны плавления дуговым источником и небольшой отпуск образовавшегося мартенсита.

Вместе с тем уже затвердевший металл шва зоны плавления лазерным источником разогревается, не достигая температуры плавления, и далее остывает естественным образом. В данном цикле нагрева и охлаждения происходит также процесс отпуска с понижением твердости рассматриваемого участка. На рис. 4, *a* синим прямоугольником выделена область, где по измеренным значениям микротвердости наблюдается процесс отпуска.

Далее наблюдается пиковое значение микротвердости зоны плавления лазерным источником, которое составляет более 2,9 ГПа. На-

ходится этот пик значений микротвердости на расстоянии 3 мм от границы взаимодействия двух зон плавления – дуговой и лазерной. Это обусловлено тем, что вторичное тепловое воздействие от электрической дуги в этой области уже не играет существенной роли, и процесса отпуска не происходит. При приближении к корню шва в значениях профиля микротвердости наблюдается качественный спад. В формировании профиля микротвердости начинают играть свою роль краевые условия. При достижении корня шва, границы металла уменьшается скорость охлаждения металла по сравнению с зонами металла шва, находящимися ближе к центру по толщине. Соответственно чем ниже скорость охлаждения, тем ниже значение микротвердости металла шва и более существенное влияние имеет процесс отпуска области металла шва, произведенной лазерным излучением. Спад значений микротвердости происходит постепенно, как показано на рис. 4, *б*.

При рассмотрении профиля микротвердости зоны дуговой сварки в поперечном сечении по

горизонтальной траектории 1 (см. рис. 2, а) наблюдаем постепенное увеличение микротвердости, достигающее своего пикового значения в 2,9 ГПа вблизи границы зоны плавления и прилегающей к ней зоны 2. Далее происходит снижение значения микротвердости к центру области плавления дуговым источником. Это согласуется с соотношением Холла–Петча: в зоне дугового источника по краям визуально наблюдается более мелкая дендритная структура (рис. 3, б) по сравнению с центром зоны плавления дуговым источником, и соответственно в профиле микротвердости это проявляется изменением значений микротвердости в данной зоне. На рис. 5 черными стрелками показаны области повышенных значений микротвердости в исследуемой зоне.

Профиль значений микротвердости по траектории 2 (см. рис. 2, а) в области границы между двумя зонами плавления, дуговой и лазерной, представлены на рис. 6 зеленым цветом. Профиль значений микротвердости, измеренный в области лазерной сварки, траектория 3 (рис. 2, а), показан также на рис. 6 красным цветом. Существенных изменений профиля микротвердости по траектории 2 по сравнению с профилем микротвердости ванны расплава дугового источника не выявлено. Единственной отличительной особенностью является небольшое повышение микротвердости в центре сварного соединения вблизи границы между двумя ваннами расплава. Профиль микротвердости в области лазерной сварки представляет собой резкий подъем значений микротвердости, превышающий 3,0 ГПа, и затем спад к значениям основного металла. Для

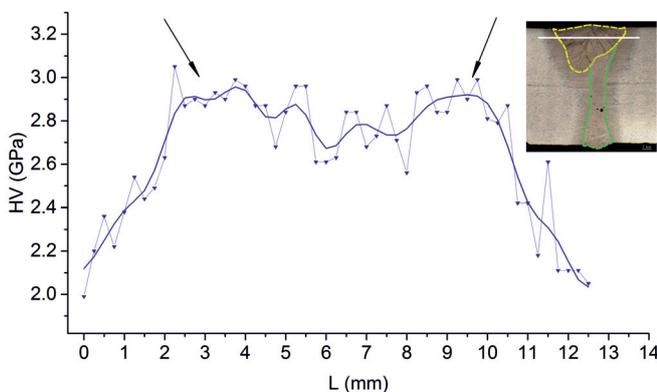


Рис. 5. Профиль микротвердости зоны плавления дуговым источником по траектории 1

Fig. 5. The microhardness profile melting zone arc direction 1

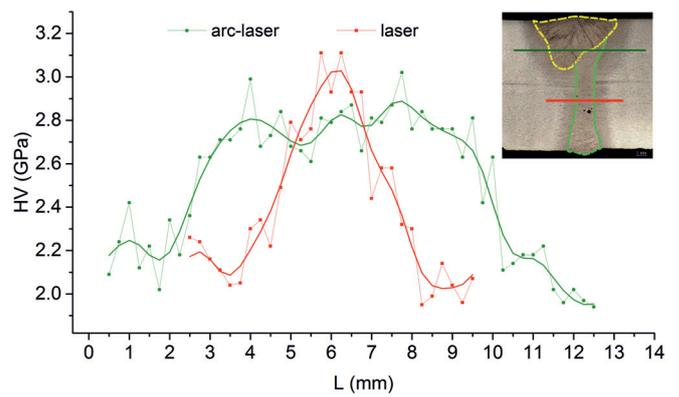


Рис. 6. Профили микротвердости сварного шва по траекториям 2 (зеленый цвет) и 3 (красный цвет)

Fig. 6. Microhardness profiles of the weld along direction 2 (green) and 3 (red)

лазерной сварки подобный вид кривой – это характерная черта, встречающаяся в других исследованиях [27, 28].

Наряду с представленными измерениями микротвердости проведен ряд испытаний на статическое растяжение. Так как данный сплав в литом состоянии имеет повышенную твердость и прочность по сравнению с основным металлом, были вырезаны нестандартные образцы, позволяющие оценить механические свойства металла шва в различных зонах. На рис. 7, а показаны нестандартные образцы с необходимым утонением в зоне металла шва для проведения испытаний на статическое растяжение.

По результатам испытаний сварного шва на статическое растяжение (табл. 2) можно сделать вывод о том, что предел прочности металла шва в зоне плавления дуговым источником оказался в среднем выше, чем в зоне плавления лазерным

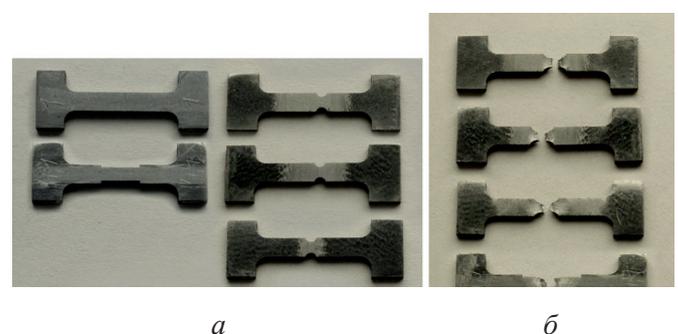


Рис. 7. Примеры нестандартных образцов для испытаний на статическое растяжение до испытаний (а) и после испытаний на статическое растяжение (б)

Fig. 7. Examples of non-standard specimens for static tensile testing before (a) and after static tensile testing (b)

**Результаты испытаний металла шва разных зон сварки на статическое растяжение**

**The test results of weld metal of different welding zones for static tensile strength**

Образец	Тип образца	Положение разрушения	Предел прочности при растяжении, МПа	Среднее значение предела прочности при растяжении, МПа
3.1 laser	2, вдоль	Металл шва	650	722
4.1 laser	2, вдоль	Металл шва	767	
4 laser	2, вдоль	Металл шва	750	
1.1 arc	1, вдоль	Металл шва	783	755
1 arc	1, вдоль	Металл шва	728	
2.1 arc+laser	1, вдоль	Металл шва	755	755
2 arc+laser	1, вдоль	Металл шва	754	
2.0 arc+laser	3, поперек	Металл шва	847	869
2.1 arc+laser	3, поперек	Металл шва	892	
1.1 arc	3, поперек	Металл шва	894	900
1.0 arc	3, поперек	Металл шва	906	
4.1 laser	3, поперек	Металл шва	875	877
3.1 laser I	3, поперек	Металл шва	887	
4.0 laser	3, поперек	Металл шва	877	
3.0 laser	3, поперек	Металл шва	867	
BM	1	Основной металл	538	

излучением. Данные испытаний образцов, вырезанных из области границы между дуговой и лазерной ванной расплава, оказались не так однозначны. По полученным данным сложно сказать о прочностных характеристиках этой зоны. Образец под маркировкой «BM» – образец для определения предела прочности основного металла.

Необходимо отметить, что по полученным данным испытаний предел прочности при растяжении образцов в поперечном направлении к сварному шву выше предела прочности металла шва в продольном направлении более чем на 100 МПа.

Ввиду подготовки образцов типа 3 с овальным утонением в области металла шва о происходящей деформации образца во время растяжения судить некорректно из-за маленькой рабочей части образца. В данном случае предел прочности при растяжении является главной характеристикой в испытании.

Напротив, образцы, вырезанные вдоль сварного соединения из разных зон металла шва, несут в себе данные не только о пределе проч-

ности, но и информацию о деформации образца при испытаниях. В образцах, вырезанных по типу 1 и 2, дендритная структура направлена под углом  $\approx 90^\circ$  к прилагаемому напряжению при испытании на статическое растяжение. На рис. 8 продемонстрированы кривые, полученные во время испытаний на статическое растяжение. Однозначно определяется, что образцы зоны плавления лазерным излучением менее пластичны, чем образцы зоны плавления дуговым источником. Подобное поведение металла шва согласуется с данными микротвердости. В зоне воздействия чисто лазерным излучением, значения микротвердости выше, чем в других зонах, что не может не сказаться на пластичности материала.

Образцы на растяжение, вырезанные из области границы между дуговой и лазерной ваннами расплава (рис. 8, кривые красного цвета), как оговаривалось выше, не удалось интерпретировать однозначно. Одна кривая лежит в области пластичности образцов зоны лазерного плавления, вторая же, напротив, – в зоне плавления дугового источника.

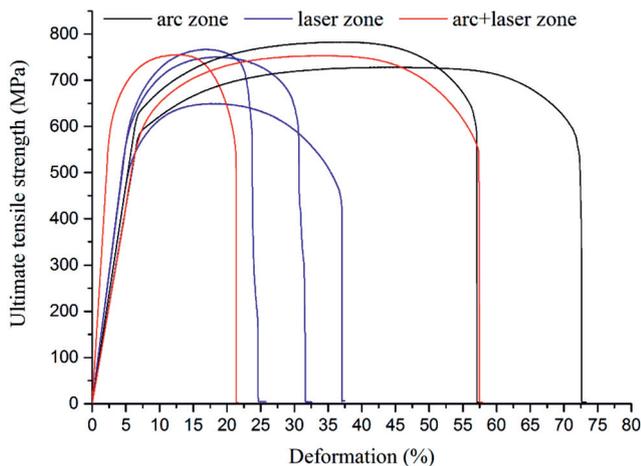


Рис. 8. Кривые испытания на статическое растяжение металла шва в области влияния лазера (синие кривые), в области влияния дугового источника (красные кривые) и в области границы между зонами влияния двух источников тепла (зеленые кривые)

Fig. 8. Static tensile test curves of the weld metal in the laser area (blue curves), in the arc source area (red curves) and in the area of the boundary between the two heat sources (green curves)

## Выводы

Исследована структура и механические свойства металла шва гибридной лазерно-дуговой сварки. На основании проделанной работы сделаны следующие выводы.

Структура зон плавления от дугового и лазерного источника исследованных образцов является неоднородной. Дендритная структура шва в области плавления дуговым источником представлена более крупными столбчатыми зёрнами, чем в области плавления лазерным источником.

Микротвердость металла шва выше значений микротвердости в исходном металле в среднем на 0,85 ГПа. Профиль микротвердости от лицевой стороны шва к его корню, охватывающий две зоны плавления – дуговую и лазерную, изменяется в зависимости от тепловой истории сварочного процесса.

Проведенные испытания на статическое растяжение металла шва дуговой и лазерной зон плавления различны между собой. В зависимости от направления роста дендритов по отношению к напряжению при испытаниях наблюдается анизотропия металла шва. Полученные значения предела прочности металла шва во взаимно перпендикулярных направлениях в области дуговой сварки отличаются на 145 МПа и составляют

755 МПа – для образцов, вырезанных вдоль направления сварки, и 900 МПа – для образцов, вырезанных перпендикулярно направлению сварки. В области лазерной сварки отличие составляет 155 МПа и значения предела прочности – 722 и 877 МПа соответственно.

## Список литературы

1. Methods and apparatus for cutting, welding, drilling and surface treating: patent 1547172, Great Britain / W.M. Steen. – Publ. date: 06.06.1979.
2. A comparative study on the microstructure and properties of copper joint between MIG welding and laser-MIG hybrid welding / L.-J. Zhang, Q.-L. Bai, J. Ning, A. Wang, J.-N. Yang, X.-Q. Yin, J.-X. Zhang // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 110. – P. 35–50. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.117.
3. Wu S., Xiao R. Effect of high power CO<sub>2</sub> and Yb : YAG laser radiation on the characteristics of TIG arc in atmospheric pressure argon and helium // *Optics and Laser Technology*. – 2015. – Vol. 67. – P. 169–175. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.10.018.
4. Oyyaravelu R., Kuppan P., Arivazhagan N. Comparative study on metallurgical and mechanical properties of laser and laser-arc-hybrid welding of HSLA steel // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5. – P. 12693–12705. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.253.
5. Comparison between hybrid laser-MIG welding and MIG welding for the invar36 alloy / X. Zhan, Y. Li, W. Ou, F. Yu, J. Chen, Y. Wei // *Optics and Laser Technology*. – 2016. – Vol. 85. – P. 75–84. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.06.001.
6. Effects of coupling between the laser plasma and two arcs on metal transfer in CO<sub>2</sub> laser double-wire MIG hybrid welding / L. Hu, J. Huang, Ch. Liu, X. Liu, D. Hou, Ch. Xu, Y. Zhao // *Optics and Laser Technology*. – 2018. – Vol. 105. – P. 152–161. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.02.044.
7. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2010. – Vol. 48. – P. 512–517. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.08.009.
8. Process stability during fiber laser-arc hybrid welding of thick steel plates / I. Bunaziv, J. Frostevarg, O.M. Akselsen, A.F.H. Kaplan // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2018. – Vol. 102. – P. 34–44. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2017.10.020.
9. Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel / I. Bunaziv, O.M. Akselsen, J. Frostevarg, A.F.H. Kaplan // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 256. – P. 216–228. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.026.

10. Laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel / I. Bunaziv, O.M. Akselsen, J. Frostevarg, A.F.H. Kaplan. *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 259. – P. 75–87. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.019.

11. *Casalino G., Campanelli S., Ludovico A.D.* Hybrid welding of AA5754-H111 alloy using a fiber laser // *Advanced Materials Research*. – 2012. – Vol. 628. – P. 193–198. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.628.193.

12. Weld microstructure and shape of laser-arc hybrid welding / M. Gao, X.Y. Zeng, Q.W. Hu, J. Yan // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2008. – Vol. 13. – P. 106–113. – DOI: 10.1179/174329307x249388.

13. *Zhang C., Gao M., Zeng X.* Effect of microstructural characteristics on high cycle fatigue properties of laser-arc hybrid welded AA6082 aluminum alloy // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 231. – P. 479–487. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.01.019.

14. *Frostevarg J., Kaplan A.F.H.* Undercuts in laser arc hybrid welding // *Physics Procedia*. – 2014. – Vol. 56. – P. 663–672. – DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.071.

15. Microstructure and mechanical properties of laser-arc hybrid welding joint of GH909 alloy / T. Liu, F. Yan, S. Liu, R. Li, Ch. Wang, X. Hu // *Optics and Laser Technology*. – 2016. – Vol. 80. – P. 56–66. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2015.12.020.

16. Hybrid laser arc welding of X80 steel: influence of welding speed and preheating on the microstructure and mechanical properties / G. Turichin, M. Kuznetsov, M. Sokolov, A. Salminen // *Physics Procedia*. – 2015. – Vol. 78. – P. 35–44. – DOI: 10.1016/j.phpro.2015.11.015.

17. Technology fiber laser-MIG hybrid welding of 5 mm 5083 aluminum alloy / I. Bunaziv, O.M. Akselsen, A. Salminen, A. Unt // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 233. – P. 107–114.

18. *Alzahrani F.S., Abbas I.A.* Fractional order theory in a semiconductor medium photogenerated by a focused laser beam // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 21. – P. 117–123. – DOI: 10.1134/S1029959918020042.

19. Investigation of arc behaviour and metal transfer in cross arc welding / L. Zhang, S. Su, J. Wang, S.J. Chen // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 37. – P. 124–129. – DOI: 10.1016/J.JMAPRO.2018.11.018.

20. *Wu C.S., Zhang H.T., Chen J.* Numerical simulation of keyhole behaviors and fluid dynamics in laser-gas metal arc hybrid welding of ferrite stainless steel plates // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 25. – P. 235–245. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2016.11.009.

21. Modelling of fluid flow phenomenon in laser + GMAW hybrid welding of aluminum alloy considering three phase coupling and arc plasma shear stress / G. Xu, P. Li, Q. Cao, Q. Hu, X. Gu, B. Du // *Optics and Laser Technology*. – 2018. – Vol. 100. – P. 244–255. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.10.009.

22. Numerical simulation of droplet shapes in laser-MIG hybrid welding / Z. Lei, L. Ni, B. Li, K. Zhang // *Optics and Laser Technology*. – 2017. – Vol. 88. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.08.011.

23. Technology numerical simulation of temperature field fluid flow and weld bead formation in oscillating single mode laser-GMA hybrid welding / X.S. Gao, C.S. Wu, S.F. Goecke, H. Kügler // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 242. – P. 147–159. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.028.

24. *Rana A.K., Paul S.K., Dey P.P.* Effect of martensite volume fraction on strain partitioning behavior of dual phase steel // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 21. – P. 333–340. – DOI: 10.1134/S1029959917040070.

25. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure S. Liu, G. Mi, F. Yan, C. Wang, P. Jiang // *Optics and Laser Technology*. – 2017. – Vol. 94. – p. 59–67. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.03.004.

26. Study on microstructures and mechanical properties of laser-arc hybrid welded S355J2W+N steel / S. Zhen, Z. Duan, D. Sun, Y. Li, D. Gao, H. Li // *Optics and Laser Technology*. – 2014. – Vol. 59. – P. 11–18. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.11.021.

27. Laser welding of fusion relevant steels for the European DEMO / S. Kirk, W. Suder, K. Keogh, T. Tremethick, A. Loving // *Fusion Engineering and Design*. – 2018. – Vol. 136. – P. 612–616. – DOI: 10.1016/j.fusengdes.2018.03.039.

28. Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel / P.H.O.M. Alves, M.S.F. Lima, D. Raabe, H.R.Z. Sandim // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 252. – P. 498–510. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Structure and Mechanical Properties of Weld Metal Formed by Hybrid Laser-Arc Welding of 13Mn6 Steel

Andrey Vorontsov<sup>1, a, \*</sup>, Kseniya Osipovich<sup>1, b</sup>, Andrey Chumaevskii<sup>1, c</sup>, Veronika Utyaganova<sup>1, d</sup>,  
 Anton Malyuk<sup>2, e</sup>, Alexandr Stupakov<sup>2, f</sup>, Evgeny Kolubaev<sup>1, g</sup>, Valery Rubtsov<sup>1, h</sup>

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, [vav@ispms.com](mailto:vav@ispms.com), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, [osipovich\\_k@ispms.tsc.ru](mailto:osipovich_k@ispms.tsc.ru),  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, [filaret\\_2012@mail.ru](mailto:filaret_2012@mail.ru),  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7737-4233>, [antohindenis@mail.ru](mailto:antohindenis@mail.ru), <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7899-053X>, [ans52@tpu.ru](mailto:ans52@tpu.ru),  
<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.ru](mailto:eak@ispms.ru), <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 21 February 2019

Revised: 18 March 2019

Accepted: 11 April 2019

Available online: 15 June 2019

##### Keywords:

Structural steel

HLAW

Weld seam structure

Mechanical properties

Weld metal

##### Funding:

This work was financially supported by Russian Federation Ministry of Education and Science (agreement No 14.607.21.0190, project identifier RFMEFI60717X0190)

#### ABSTRACT

**Introduction.** Hybrid laser-arc welding (HLAW) is an advanced technique of permanent joint formation. A distinctive feature of this process is the interaction of two heat sources in one melt welding bath. With the help of this type of welding it is possible to weld thick-walled metal workpieces in one pass without cutting edges at high speed. Due to the fact that this welding process involves two heat sources that influence each other in the welding process and form molten pools with different characteristics and different structure after solidification, the study of the relationship between the formation of the weld structure and its mechanical properties is still relevant. Research of welds on the example of structural steel 13Mn6 is an important study in welding engineering. **The aim** of the work is to investigate the structure and mechanical properties of weld metal formed by hybrid laser-arc welding. **Results and discussion.** On the basis of the obtained data it is possible to draw a conclusion that the weld metal formed by hybrid laser-arc welding is heterogeneous. The heterogeneity is shown in different directions both in the microstructure and in the results of the microhardness study. Measurements of microhardness inside the weld clearly demonstrate the thermal history of the hybrid laser-arc welding process. The boundary area of the two molten pools has a reduced hardness in comparison to the arc or laser melting zones only. Static tensile tests on the weld metal have shown differences between the arc and laser melt pools. Mechanical test results also demonstrated seam metal anisotropy in mutually perpendicular directions.

**For citation:** Vorontsov A.V., Osipovich K.S., Chumaevskii A.V., Utyaganova V.R., Malyuk A.P., Stupakov A.N., Kolubaev E.A., Rubtsov V.E. Structure and mechanical properties of weld metal formed by hybrid laser-arc welding of 13Mn6 steel. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 84–96. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-84-96. (In Russian).

#### References

1. Steen W.M. *Methods and apparatus for cutting, welding, drilling and surface treating*. Patent Great Britain, no. 1547172, 1979.
2. Zhang L.-J., Bai Q.-L., Ning J., Wang A., Yang J.-N., Yin X.-Q., Zhang J.-X. A comparative study on the microstructure and properties of copper joint between MIG welding and laser-MIG hybrid welding. *Materials and Design*, 2016, vol. 110, pp. 35–50. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.117.

#### \* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Postgraduate, Junior researcher  
 Institute of Strength Physics and Materials Science  
 Siberian Branch of Russian Academy of Science,  
 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation  
 Tel.: +7 (983) 239-3417, e-mail: [vav@ispms.ru](mailto:vav@ispms.ru)

3. Wu S., Xiao R. Effect of high power CO<sub>2</sub> and Yb: YAG laser radiation on the characteristics of TIG arc in atmospherical pressure argon and helium. *Optics and Laser Technology*, 2015, vol. 67, pp. 169–175. DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.10.018.
4. Oyyaravelu R., Kuppan P., Arivazhagan N. Comparative study on metallurgical and mechanical properties of laser and laser-arc-hybrid welding of HSLA steel. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, pp. 12693–12705. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.253.
5. Zhan X., Li Y., Ou W., Yu F., Chen J., Wei Y. Comparison between hybrid laser-MIG welding and MIG welding for the invar36 alloy. *Optics and Laser Technology*, 2016, vol. 85, pp. 75–84. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.06.001.
6. Hu, Lianhai; Huang, Jian; Liu, Chuntao; Liu, Xiaolin; Hou, Debin; Xu, Changling; Zhao, Yang. Effects of coupling between the laser plasma and two arcs on metal transfer in CO<sub>2</sub> laser double-wire MIG hybrid welding. *Optics and Laser Technology*, 2018, vol. 105, pp. 152–161. DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.02.044.
7. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, vol. 48, pp. 512–517. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.08.009.
8. Bunaziv I., Frostevarg J., Akselsen O.M., Kaplan A.F.H. Process stability during fiber laser-arc hybrid welding of thick steel plates. *Optics and Lasers in Engineering*, 2018, vol. 102, pp. 34–44. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2017.10.020.
9. Bunaziv I., Akselsen O.M., Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 256, pp. 216–228. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.026.
10. Bunaziv I., Akselsen O.M., Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 259, pp. 75–87. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.019.
11. Casalino G., Campanelli S., Ludovico A.D. Hybrid welding of AA5754-H111 alloy using a fiber laser. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 628, pp. 193–198. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.628.193.
12. Gao M., Zeng X.Y., Hu Q.W., Yan J. Weld microstructure and shape of laser-arc hybrid welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2008, vol. 13, pp. 106–113. DOI: 10.1179/174329307x249388.
13. Zhang C., Gao M., Zeng X. Effect of microstructural characteristics on high cycle fatigue properties of laser-arc hybrid welded AA6082 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 231, pp. 479–487. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.01.019.
14. Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Undercuts in laser arc hybrid welding. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 663–672. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.071.
15. Liu T., Yan F., Liu S., Li R., Wang Ch., Hu X. Microstructure and mechanical properties of laser-arc hybrid welding joint of GH909 alloy. *Optics and Laser Technology*, 2016, vol. 80, pp. 56–66. DOI: 10.1016/j.optlastec.2015.12.020.
16. Turichin G., Kuznetsov M., Sokolov M., Salminen A. Hybrid laser arc welding of X80 steel: influence of welding speed and preheating on the microstructure and mechanical properties. *Physics Procedia*, 2015, vol. 78, pp. 35–44. DOI: 10.1016/j.phpro.2015.11.015.
17. Bunaziv I., Akselsen O.M., Salminen A., Unt A. Technology fiber laser-MIG hybrid welding of 5 mm 5083 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 233, pp. 107–114.
18. Alzahrani F.S., Abbas I.A. Fractional order theory in a semiconductor medium photogenerated by a focused laser beam. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 117–123. DOI: 10.1134/S1029959918020042.
19. Zhang L., Su S., Wang J., Chen S.J. Investigation of arc behaviour and metal transfer in cross arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 37, pp. 124–129. DOI: 10.1016/J.JMAPRO.2018.11.018.
20. Wu C.S., Zhang H.T., Chen J. Numerical simulation of keyhole behaviors and fluid dynamics in laser–gas metal arc hybrid welding of ferrite stainless steel plates. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 25, pp. 235–245. DOI: 10.1016/j.jmapro.2016.11.009.
21. Xu G., Li P., Cao Q., Hu Q., Gu X., Du B. Modelling of fluid flow phenomenon in laser + GMAW hybrid welding of aluminum alloy considering three phase coupling and arc plasma shear stress. *Optics and Laser Technology*, 2018, vol. 100, pp. 244–255. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.10.009.
22. Lei Z., Ni L., Li B., Zhang K. Numerical simulation of droplet shapes in laser-MIG hybrid welding. *Optics and Laser Technology*, 2017, vol. 88, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.08.011.

23. Gao X.S., Wu C.S., Goecke S.F., Kügler H. Technology numerical simulation of temperature field, fluid flow and weld bead formation in oscillating single mode laser-GMA hybrid welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 242, pp. 147–159. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.028.

24. Rana A.K., Paul S.K., Dey P.P. Effect of martensite volume fraction on strain partitioning behavior of dual phase steel. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 333–340. DOI: 10.1134/s1029959917040070.

25. Liu S., Mi G., Yan F., Wang C., Jiang P. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure. *Optics and Laser Technology*, 2017, vol. 94, pp. 59–67. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.03.004.

26. Zhen S., Duan Z., Sun D., Li Y., Gao D., Li H. Study on microstructures and mechanical properties of laser-arc hybrid welded S355J2W+N steel. *Optics and Laser Technology*, 2014, vol. 59, pp. 11–18. DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.11.021.

27. Kirk S., Suder W., Keogh K., Tremethick T., Loving A. Laser welding of fusion relevant steels for the European DEMO. *Fusion Engineering and Design*, 2018, vol. 136, pp. 612–616. DOI: 10.1016/j.fusengdes.2018.03.039.

28. Alves P.H.O.M., Lima M.S.F., Raabe D., Sandim H.R.Z. Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 252, pp. 498–510. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008.

## 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали

Полина Скорынина<sup>1, а, \*</sup>, Алексей Макаров<sup>1, 2, 3, б</sup>, Андрей Меньшаков<sup>4, в</sup>, Алевтина Осинцева<sup>1, д</sup>

<sup>1</sup> Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

<sup>4</sup> Институт электрофизики УрО РАН, ул. Амундсена, 106, г. Екатеринбург, 620016, Россия

<sup>а</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>,  [polina.skorynina@mail.ru](mailto:polina.skorynina@mail.ru), <sup>б</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  [avm@imp.uran.ru](mailto:avm@imp.uran.ru),

<sup>в</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3715-7741>,  [menshakovandrey@mail.ru](mailto:menshakovandrey@mail.ru), <sup>д</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0043-8435>,  [osintseva@imach.uran.ru](mailto:osintseva@imach.uran.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.785.52

#### История статьи:

Поступила: 24 марта 2019

Рецензирование: 8 апреля 2019

Принята к печати: 11 апреля 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Аустенитная нержавеющая сталь

Плазменная цементация

Электронный пучок

Микротвердость

Шероховатость

#### Финансирование

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00561\_мод а и в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1 и ИФМ УрО РАН по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6. Исследования выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Низкотемпературная плазменная цементация является эффективным способом повышения твердости термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых сталей. Использование низкоэнергетичных (до 1 кэВ) электронных пучков для плазменного модифицирования поверхности позволяет не только эффективно генерировать плазму, но и нагревать до высокой температуры помещаемые в плазму объекты без использования дополнительного внешнего нагрева. Однако в литературе отсутствуют сведения о цементации аустенитных нержавеющих сталей с использованием плазмы, генерируемой электронным пучком. Существенное влияние на уровень обеспечиваемых характеристик и формируемый фазовый состав аустенитных сталей оказывает температура цементации. Важно также учитывать, что применение ионно-плазменных химико-термических обработок может приводить к изменению шероховатости обрабатываемой поверхности. **Цель работы** заключается в изучении влияния температуры цементации в плазме низкоэнергетичного электронного пучка в диапазоне  $T_{ц} = 350 \dots 500$  °С на фазовый состав, шероховатость, глубину и упрочнение цементованного слоя аустенитной стали 04X17H8T (AISI 321). **Методы исследования:** измерение микротвердости, рентгеноструктурный фазовый анализ, сканирующая электронная микроскопия и оптическая профилометрия. **Результаты и обсуждение.** Цементация в плазме, генерируемой электронным пучком, при  $T_{ц} = 350 \dots 500$  °С обеспечивает повышение микротвердости поверхности аустенитной стали в 5,5 раз (до  $\sim 1100$  HV 0,025). Установлено, что глубина упрочненного слоя в сильной степени зависит от температуры цементации и составляет 25 мкм при  $T_{ц} = 350$  °С, а при дальнейшем повышении температуры цементации возрастает вплоть до 200 мкм при  $T_{ц} = 500$  °С. Эффективное упрочнение поверхностного слоя нержавеющей стали связано с формированием пересыщенного углеродом аустенита  $\gamma_C$  и карбидов  $Cr_{23}C_6$  при  $T_{ц} = 350 \dots 500$  °С, а также карбидов  $Cr_7C_3$  при  $T_{ц} = 500$  °С. Показано, что цементация электрополированной поверхности стали при температурах 400...500 °С сопровождается ростом параметра шероховатости  $R_a$  до 0,73...1,06 мкм. Снижение температуры цементации до  $T_{ц} = 350$  °С приводит к формированию поверхности со значительно более низким параметром шероховатости  $R_a = 0,15$  мкм.

**Для цитирования:** 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.

#### \*Адрес для переписки

Скорынина Полина Андреевна, младший научный сотрудник  
 Институт машиноведения УрО РАН,  
 ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия  
 Тел.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: polina.skorynina@mail.ru

## Введение

Аустенитные хромоникелевые стали обладают высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, ввиду чего находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако для аустенитных сталей характерны низкие прочностные характеристики и износо-

стойкость, которые не улучшаются термической обработкой. Определяющую роль в обеспечении эксплуатационных свойств изделий играет поверхность материала, поскольку именно поверхностные слои в первую очередь подвергаются износу, контактными нагрузкам и воздействию коррозионных сред. Деформационное упрочнение поверхностных слоев аустенитных сталей обеспечивают современные методы поверхностного пластического деформирования: обработка SMAT (ультразвуковая обработка шариками в вакууме) [1], дробеструйная [2], ультразвуковая [3], а также и фрикционные обработки в условиях трения скольжения [4–8] и с перемешиванием материала [9]. Эффективное повышение твердости и износостойкости аустенитных сталей достигается химическим модифицированием их поверхностного слоя с использованием таких химико-термических обработок, как низкотемпературное азотирование [10–13] и низкотемпературная цементация [14–19].

Низкотемпературная цементация в отличие от обычной проводится при температуре не более 500 °С и поэтому существенно снижает вероятность карбидообразования [16], вследствие чего не приводит к ухудшению коррозионных свойств поверхности нержавеющей стали [20]. Даже незначительное изменение температуры цементации существенно влияет на коррозионную стойкость аустенитных сталей. Так, в работе [19] показано, что коррозионная стойкость поверхностного слоя аустенитной стали 0Cr17Ni14Mo2 после цементации при температурах 450 и 470 °С заметно выше, чем после цементации при 500 °С.

Активная диффузия углерода в металл при низких температурах реализуется в процессе плазменной цементации, когда углерод вводится в плазму, из которой он поступает на обрабатываемую поверхность и далее проникает в объем материала [20–22]. Обычно для плазменной цементации используют установки тлеющего разряда [20, 23, 24]. Однако для генерации плазмы могут быть использованы также низкоэнергетичные (до 1 кэВ) электронные пучки [12, 13, 25, 26]. В таком разряде быстрые электроны эффективно генерируют плазму высокой плотности  $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-3}$  и могут нагревать до высокой температуры помещаемые в плазму объекты. Этот способ позволяет изменять температуру

погруженных в плазму изделий без использования дополнительного внешнего нагрева, посредством регулирования параметров пучка и отрицательного потенциала. В работах [12, 13, 25, 26] такой метод генерации плазмы использовался для азотирования аустенитной стали. Однако для цементации данный подход ранее не применялся.

Значительное влияние на структурно-фазовое состояние, глубину и упрочнение цементованного слоя оказывает температура газовой или плазменной цементации [14, 23, 27]. Сведения о достигаемой при плазменной цементации твердости аустенитных сталей существенно различаются: 700 HV [21], 900 HV 0,025 [20], 950 HV 0,05 [28]. Важно также учитывать, что низкотемпературная цементация, формирующая упрочненный слой лишь небольшой толщины [20], ограничивает возможность последующей механической обработки. Поэтому целесообразно рассматривать низкотемпературную цементацию в качестве финишной обработки, которая должна обеспечивать низкую шероховатость поверхности. Однако ионно-плазменные обработки могут, напротив, приводить к существенному росту шероховатости поверхности [29–31].

Таким образом, целью настоящей работы стало исследование влияния температуры цементации в плазме электронного пучка на фазовый состав, шероховатость поверхности, глубину и упрочнение модифицированного слоя нержавеющей аустенитной стали 04X17H8T (AISI 321).

### Методика исследований

Исследовали коррозионно-стойкую аустенитную сталь 04X17H8T (аналог AISI 321) состава в мас. %: 0,04 C; 16,77 Cr; 8,44 Ni; 1,15 Mn; 0,67 Si; 0,32 Ti; 0,31 Cu; 0,26 Mo; 0,12 Co; 0,12 V; 0,04 P; 0,03 Nb; 0,005 S. Образцы размером 40×25×10 мм вырезали из листовой стали методом электроискровой резки и подвергали закалке от 1100 °С с охлаждением в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию.

Цементацию образцов проводили в аргоноацетиленовой плазме, генерируемой низкоэнергетичным электронным пучком, с применением двухступенчатого источника широкого ( $D = 100 \text{ мм}$ ) электронного пучка с

сетчатым плазменным катодом. Схема лабораторной установки для цементации изображена на рис. 1.

Таблица 1

Table 1

Режимы плазменной цементации стали  
04X17H8T

Regimes of steel 04Cr17Ni8T plasma carburization

$T_{ц}, ^\circ\text{C}$	$I_2, \text{A}$	$U_2, \text{B}$	$J_i, \text{mA/cm}^2$
350	2,9	200	3,4
400	3,3	210	3,8
450	3,6	280	4,2
500	4,3	310	5,0

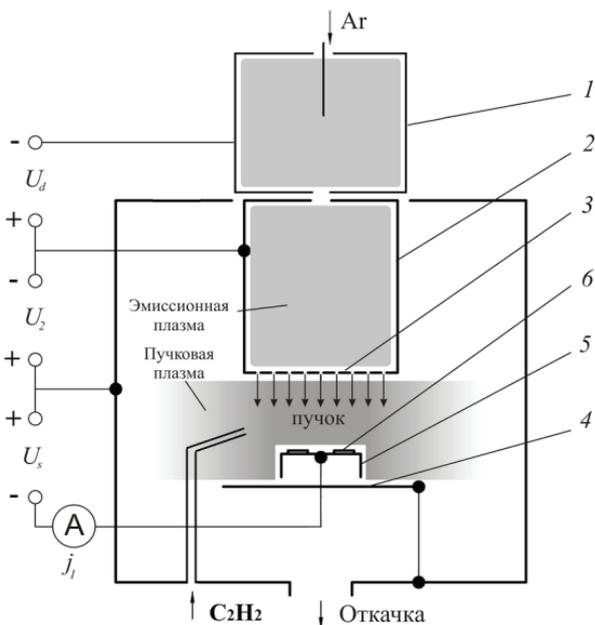


Рис. 1. Схема установки для цементации:

1 – полый катод; 2 – полый анод; 3 – сетка плазменного анода; 4 – образцы; 5 – изолированный стол; 6 – коллектор

Fig. 1. Carburization installation scheme:

1 – hollow cathode; 2 – hollow anode; 3 – plasma anode grid; 4 – samples; 5 – insulated table; 6 – collector

На начальной стадии зажигался тлеющий разряд в среде аргона ( $30 \text{ см}^3/\text{мин}$ ), после чего между сеткой и разрядной камерой прикладывалось ускоряющее напряжение ( $U_2$ ). На столик с образцами подавалось напряжение смещения ( $-350 \text{ В}$  относительно разрядной камеры) и в течение 30 мин проводились ионная очистка и нагрев образцов. На следующей стадии в камеру напускался ацетилен ( $1,5 \text{ см}^3/\text{мин}$ ) и устанавливались параметры пучка (ток  $I_2$ , напряжение  $U_2$ ), табл. 1, обеспечивающие нагрев до требуемой температуры ( $T_{ц} = 350, 400, 450$  и  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ ), после чего проводилась выдержка образцов в установленном режиме в течение 6 ч.

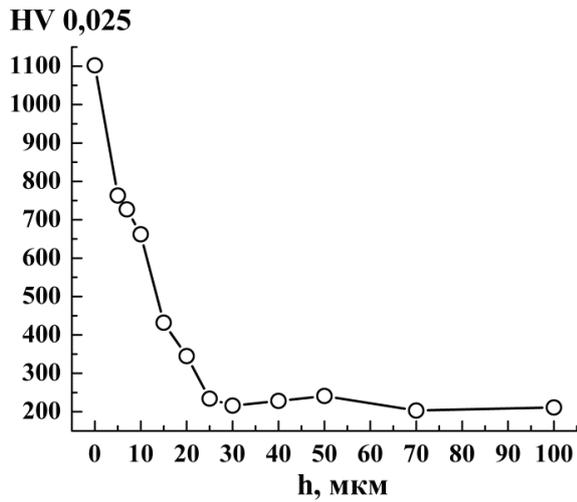
Рентгенографическое исследование выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Определяли фазовый состав, интегральную ширину  $B$  линии  $(111)\gamma$  и параметр решетки аустенита  $a_A$ . Содержание углерода в  $\gamma$ -твердом растворе определяли, используя формулу  $a_A = 3,555 + 0,044 p$  [32], где  $a_A$  – пара-

метр решетки аустенита;  $p$  – содержание углерода. Для уточнения результатов расчета использовали диаграмму зависимостей  $d/n$  от содержания углерода, где  $d/n$  – межплоскостное расстояние [33]. Микротвердость определяли по методу восстановленного отпечатка на приборе SHIMADZU HVM-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса  $0,245 \text{ Н}$ . Шероховатость поверхности образцов с определением среднеарифметического отклонения профиля  $R_a$  изучали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Для оценки глубины упрочненного слоя на поперечных шлифах определяли изменение микротвердости и исследовали структуру с использованием электронного сканирующего микроскопа Tescan VEGA II XMU.

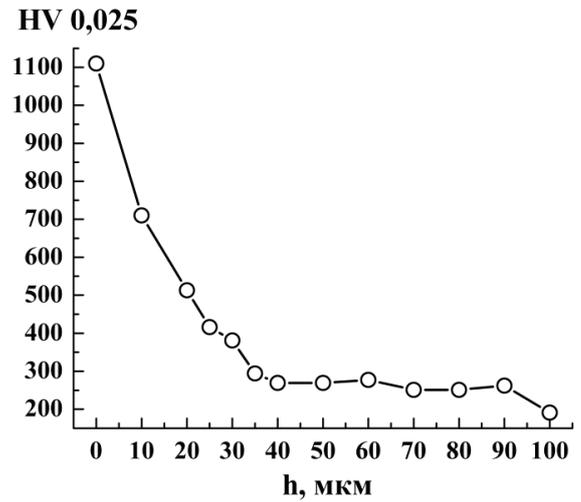
### Результаты и их обсуждение

Согласно данным, представленным на рис. 2, цементация в плазме электронного пучка обеспечивает эффективное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали 04X17H8T с исходной микротвердостью  $200 \text{ HV } 0,025$ . Во всем температурном интервале цементации  $T_{ц} = 350 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$  отмечаются близкие уровни упрочнения  $\sim 1100 \text{ HV } 0,025$  непосредственно на поверхности образцов. По мере удаления от поверхности микротвердость непрерывно снижается, при этом глубина упрочненного слоя в сильной степени зависит от температуры цементации (рис. 2 и табл. 2).

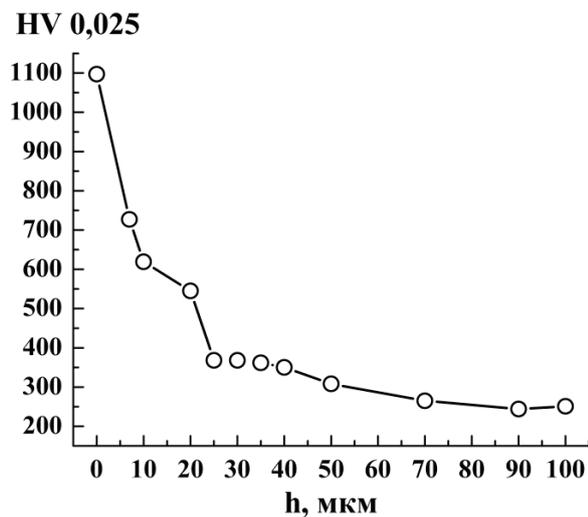
При минимальной температуре цементации  $T_{ц} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$  глубина упрочненного слоя, отчетливо выявляемого на поперечном шлифе (рис. 3, а), составляет  $\sim 25 \text{ мкм}$ . На снижение микротвердости по глубине рассматриваемого слоя ука-



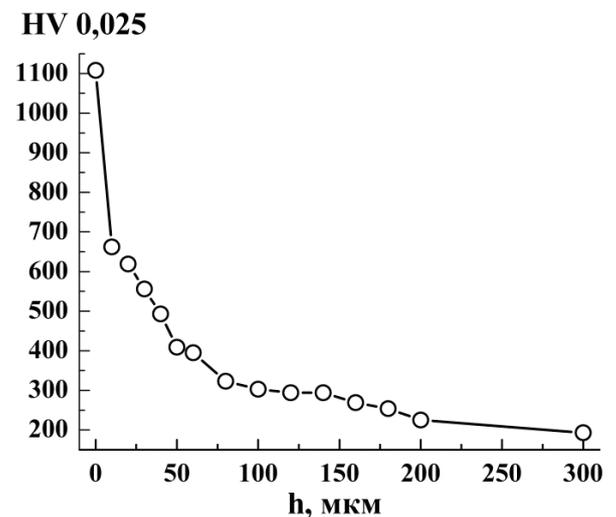
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 2. Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине поверхностного слоя стали 04X17H8T ( $h$  – расстояние от поверхности) после цементации в плазме электронного пучка при температурах:

$$T_{ц} = 350\text{ }^\circ\text{C} (a); T_{ц} = 400\text{ }^\circ\text{C} (б); T_{ц} = 450\text{ }^\circ\text{C} (в); T_{ц} = 500\text{ }^\circ\text{C} (г)$$

Fig. 2. Changing in microhardness HV 0.025 in depth of the surface layer of the steel 04Cr17Ni8T ( $h$  – the distance from the surface) after carburization in the electron beam plasma at temperatures:

$$T_c = 350\text{ }^\circ\text{C} (a), T_c = 400\text{ }^\circ\text{C} (б), T_c = 450\text{ }^\circ\text{C} (в), T_c = 500\text{ }^\circ\text{C} (г)$$

зывает соответствующее увеличение размеров отпечатков индентора Виккерса (рис. 4). С повышением температуры цементации до 400, 450 и 500 °C глубина упрочненного слоя возрастает до 40, 90 и 200 мкм соответственно (см. рис. 2, б–г, табл. 2, рис. 3, б). Это объясняется усилением диффузии углерода в стальную поверхность при более высоких температурах обработки.

Отмеченные результаты свидетельствуют о высокой эффективности применения плазмы, генерируемой низкоэнергетичным электронным пучком, для упрочнения аустенитной хроми-

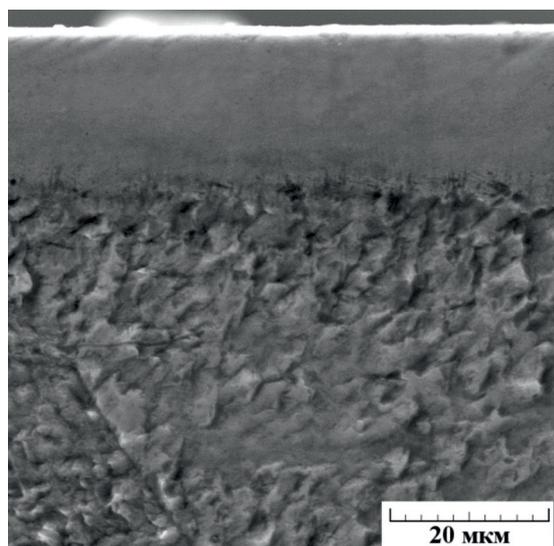
келевой стали. После цементации в плазме тлеющего разряда стали AISI 321SS глубина слоя составила лишь 8 и 18 мкм при температурах цементации  $T_{ц} = 440$  и  $500\text{ }^\circ\text{C}$  [23], а в стали AISI 316L – 25 мкм при  $T_{ц} = 470\text{ }^\circ\text{C}$  [20]. Для цементации в плазме тлеющего разряда при температурах  $T_{ц} = 400\text{ }^\circ\text{C}$  и ниже данные практически отсутствуют.

Достигнутый в результате цементации в плазме электронного пучка при  $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ }^\circ\text{C}$  уровень упрочнения поверхности исследуемой стали (1100 HV 0,025) превышает упрочнение,

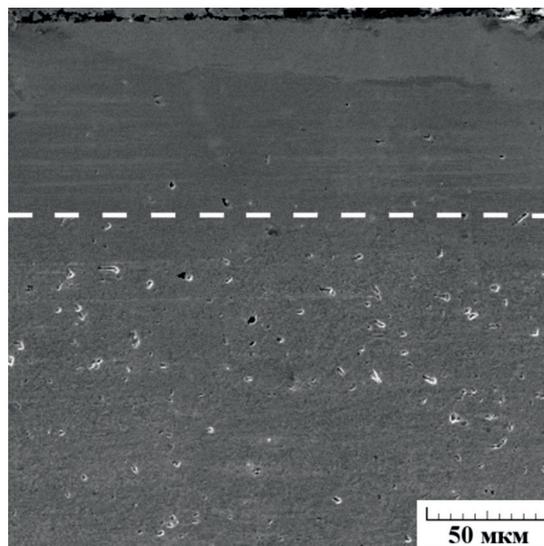
Влияние плазменной цементации при температурах  $T_{ц}$  на глубину цементованного слоя, фазовый состав, интегральную ширину рентгеновской линии В (111) $\gamma$  и параметр шероховатости  $R_a$  стали 04X17H8T

Influence of plasma carburization at temperatures  $T_c$  on the depth of the carburized layer, phase composition, integral width of the x-ray line (111) $\gamma$  and the roughness parameter  $R_a$  of the steel 04Cr17Ni8T

Обработка	Глубина цементованного слоя, мкм	Фазовый состав	В (111) $\gamma$ , мин	$R_a$ , мкм
Закалка	–	$\gamma$	30,0	0,03
Цементация при $T_{ц} = 350$ °С	25	$\gamma_C, Cr_{23}C_6$	48,5	0,15
Цементация при $T_{ц} = 400$ °С	40	$\gamma_C, Cr_{23}C_6$	45,0	0,73
Цементация при $T_{ц} = 450$ °С	90	$\gamma_C, Cr_{23}C_6$	45,0	1,06
Цементация при $T_{ц} = 500$ °С	200	$\gamma_C, Cr_7C_3, Cr_{23}C_6$	46,0	0,73



а



б

Рис. 3. Изображения на электронном сканирующем микроскопе поверхностных слоев стали 04X17H8T после цементации в плазме электронного пучка при  $T_{ц} = 350$  °С (а) и  $T_{ц} = 450$  °С (б), пунктиром указана граница упрочненного слоя

Fig. 3. Electron scanning microscope images of the surface layers of the steel 04Cr17Ni8T after carburization in the electron beam plasma at  $T_c = 350$  °С (а) and  $T_c = 450$  °С (б), the dotted line indicates the boundary of the hardened layer

достигаемое при других видах плазменной цементации аустенитных сталей (700...950 HV) [20, 21, 28]. Так, цементация в плазме тлеющего разряда при температуре 470 °С в течение 15 часов обеспечивает рост микротвердости на поверхности стали AISI 316L до 900 HV 0,025 [20]. Уровень упрочнения метастабильной аустенитной хромоникелевой стали 870...900 HV 0,025

может быть получен также с использованием комбинированной деформационно-термической обработки, включающей наноструктурирующую фрикционную обработку и отжиг при температурах 400...450 °С [34]. Однако микротвердость, достигаемая при цементации даже с использованием плазмы электронного пучка, уступает микротвердости аустенитных сталей, подвер-

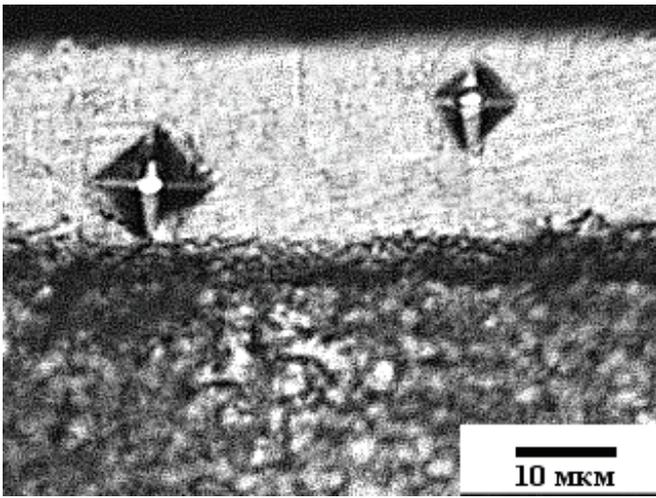


Рис.4. Изображение поверхностного слоя стали 04X17H8T, подвергнутой цементации в плазме электронного пучка при  $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$

Fig.4. Image of the surface layer of the steel 04Cr17Ni8T subjected to carburation in the electron beam plasma at  $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$

гнутых плазменному азотированию [31, 35–37]. Согласно данным, приведенным в работах [26, 31], азотирование в плазме электронного пучка при температурах 350...500 °C обеспечивает рост микротвердости поверхности рассматриваемой стали 04X17H8T до 1390-1450 HV 0,025.

Рентгеноструктурный фазовый анализ аустенитной стали 04X17H8T показывает, что цементация приводит к росту ширины  $B$  рентгеновской линии (111) $\gamma$  от 30,0 мин (у закаленной стали) до 45,0...48,5 мин (см. табл. 2 и рис. 5). Это обусловлено микродеформациями (увеличением микроискажений) кристаллической решетки, вызванными повышенным содержанием в ней углерода (рис. 6) и ростом плотности дислокаций. Наблюдается также смещение линий аустенита (111) $\gamma$  и (200) $\gamma$  у стали, подвергнутой цементации при температурах 350 и 500 °C, в сторону меньших углов по сравнению с положением рентгеновских линий у исходной закаленной стали (см. рис. 5). Это характерно для так называемого в литературе «расширенного» аустенита (expanded austenite), пересыщенного азотом или углеродом [28, 36]. Рентгеноструктурный анализ стали указывает также на присутствие на поверхности цементованного слоя карбидов хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  при  $T_c = 350\text{...}500\text{ }^\circ\text{C}$ , а также дополнительно карбидов хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  при  $T_c = 500\text{ }^\circ\text{C}$  (см. табл. 2 и рис. 5). Низкая интен-

сивность карбидных пиков рентгеновских линий свидетельствует о незначительном содержании карбидов в стали после цементации при температуре  $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$  (см. рис. 5, б).

Согласно табл. 2, рис. 5 и 6 исследуемая сталь, подвергнутая цементации при минимальной температуре  $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$ , характеризуется наибольшими величинами ширины  $B$  рентгеновской линии (111) $\gamma$ , смещения рентгеновских линий аустенита (111) $\gamma$  и (200) $\gamma$ , а также рассчитанного по параметру кристаллической решетки аустенита содержания углерода в твердом растворе (2,45 мас. %). В работе [21] подобным образом для стали AISI 316L, подвергнутой

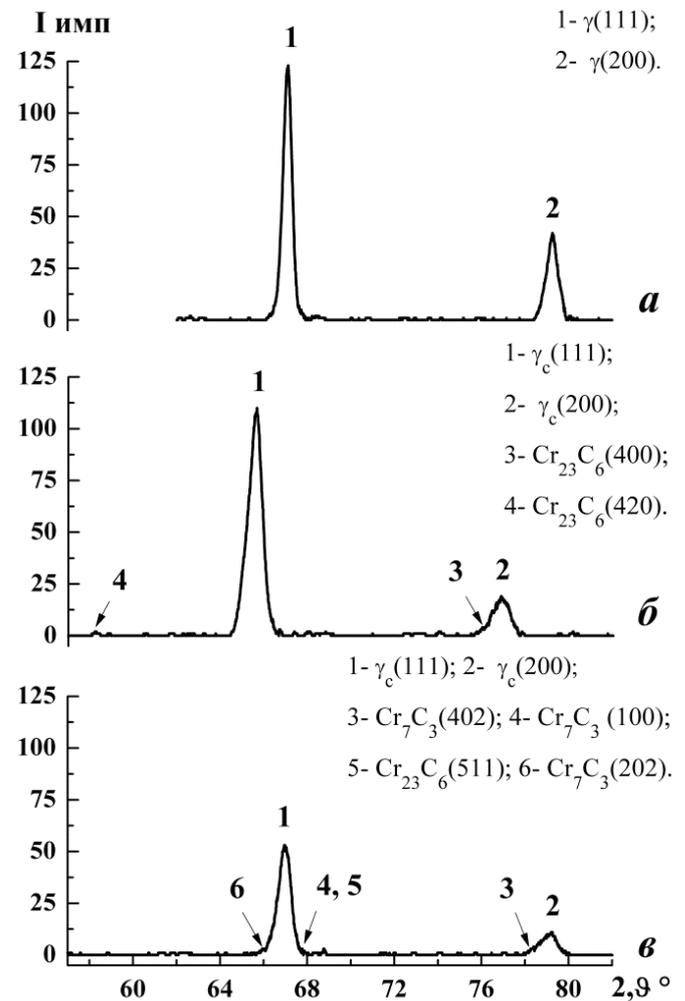


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали 04X17H8T после закалки (а) и цементации в плазме электронного пучка при  $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$  (б) и  $500\text{ }^\circ\text{C}$  (в)

Fig. 5. XRD patterns of the steel 04Cr17Ni8T surface after quenching (a) and carburation in the electron beam plasma at  $T_c = 350\text{ }^\circ\text{C}$  (б) and  $500\text{ }^\circ\text{C}$  (в)

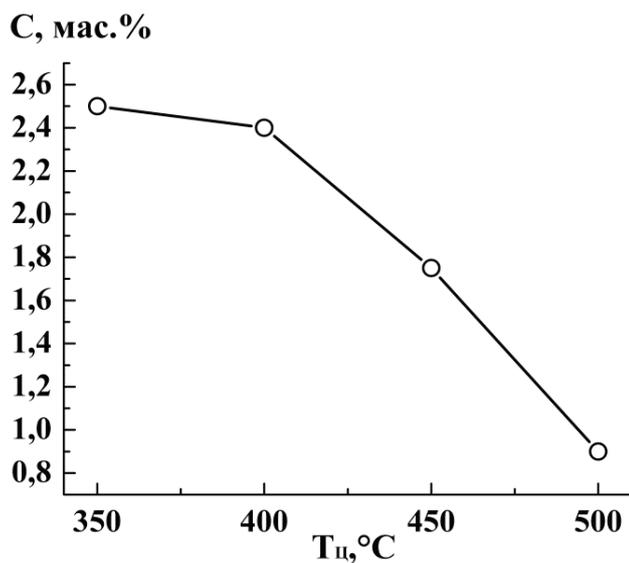


Рис. 6. Содержание углерода в  $\gamma$ -твердом растворе стали 04X17H8T в зависимости от температуры цементации  $T_{ц}$  в плазме электронного пучка

Fig. 6. The content of carbon in  $\gamma$ -solid solution of the steel 04Cr17Ni8T depending on the carburization temperature  $T_c$  in the electron beam plasma

цементации, наблюдали увеличение сдвига рентгеновских линий аустенита с ростом концентрации углерода в  $\gamma$ -твердом растворе. При увеличении температуры цементации содержание углерода в аустените снижается до 0,9 мас. % при  $T_{ц} = 500$  °C, что в 2,7 раза меньше, чем при  $T_{ц} = 350$  °C (см. рис. 6). Рентгеновские линии аустенита (111) $\gamma$  и (200) $\gamma$  при  $T_{ц} = 500$  °C смещаются на меньшую величину, чем при  $T_{ц} = 350$  °C (см. рис. 5). Это, по-видимому, отражает рост количества карбидных фаз в цементованном слое. О возможности карбидообразования с увеличением температуры газовой и плазменной цементации свидетельствуют данные [16, 23].

Таким образом, отмеченный пятикратный рост микротвердости поверхности исследуемой стали 04X17H8T обусловлен формированием пересыщенного углеродом «расширенного» аустенита  $\gamma_c$  и карбидов хрома (см. рис. 2 и 5). При температуре цементации 350 °C достигаемый уровень твердости (~1100 HV 0,025) обеспечивается за счет формирования «расширенного» аустенита  $\gamma_c$ , содержащего максимальное количество углерода, и, по-видимому, небольшого количества высокодисперсных карбидов  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , имеющих твердость 1100...1150 HV (см.

табл. 2, рис. 5, б). При  $T_{ц} = 500$  °C значительный вклад в упрочнение цементованной стали до 1100 HV 0,025, по-видимому, вносят карбиды  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  (твердостью 1600...1800 HV) и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (см. табл. 2 и рис. 5, в), которые обеспечивают такой же уровень микротвердости, как и при низких температурах цементации (см. рис. 2), при существенно меньшем насыщении  $\gamma$ -твердого раствора углеродом (см. рис. 6). Следовательно, при низких температурах цементации преобладающими являются твердорастворный и дислокационный механизмы упрочнения, а при повышении температуры цементации вплоть до 500 °C возрастает вклад в упрочнение дисперсионного механизма.

Методом оптической профилометрии в результате проведения цементации установлено ухудшение качества электрополированной поверхности аустенитной стали 04X17H8T, имеющей исходную шероховатость  $R_a = 0,03$  мкм (см. табл. 2 и рис. 7).

После цементации при температурах 400 и 500 °C значения параметра шероховатости  $R_a$  возрастают до 0,73 мкм. Однако наибольшей шероховатостью ( $R_a = 1,06$  мкм) характеризуется поверхность стали, подвергнутой цементации при  $T_{ц} = 450$  °C (см. табл. 2 и рис. 7, а). Такая шероховатость может быть неприемлемой в случае применения цементации в качестве финишной обработки прецизионных изделий. Наиболее качественная поверхность со значением параметра шероховатости  $R_a = 0,15$  мкм формируется в результате цементации при  $T_{ц} = 350$  °C (см. табл. 2 и рис. 7, б). Схожая зависимость параметра  $R_a$  от температуры обработки была установлена для азотирования в плазме электронного пучка рассматриваемой стали 04X17H8T [31]. После азотирования при  $T_A = 450$  °C параметр шероховатости  $R_a$  составил 2,23 мкм, существенно превышая значения  $R_a$  при  $T_A = 400$  °C (0,87 мкм) и  $T_A = 500$  °C (0,88 мкм), а азотирование при  $T_A = 350$  °C позволило получить поверхность с параметром  $R_a = 0,27$  мкм.

## Выводы

Впервые рассмотрены возможности применения цементации в плазме электронного пучка для упрочнения и формирования низкой шероховатости поверхности аустенитной хромоникелевой стали.

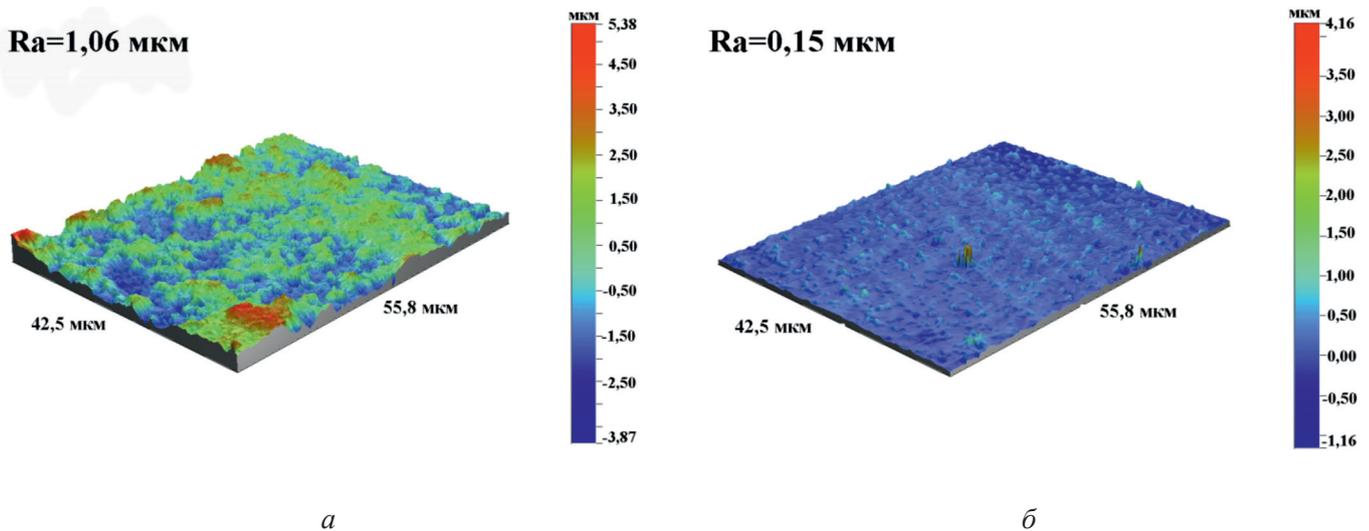


Рис. 7. Трехмерные профилограммы поверхности закаленной стали 04X17H8T после цементации в плазме электронного пучка при  $T_{ц} = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а) и  $T_{ц} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  (б)

Fig. 7. Three-dimensional surface profilograms of hardened steel 04Cr17Ni8T after carburization in electron beam plasma at  $T_c = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$  (a) and  $T_c = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  (b)

Показано, что указанная цементация при температурах  $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$  формирует на поверхности стали 04X17H8T (AISI 321) упрочненные до 1100 HV 0,025 слои. Повышение температуры цементации от  $T_{ц} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $T_{ц} = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$  приводит к росту глубины упрочненного слоя от 25 до 200 мкм. Эффективное упрочнение поверхности аустенитной стали при цементации обусловлено формированием пересыщенного углеродом аустенита  $\gamma_c$  и карбидов  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  при  $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а также карбидов  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  при  $T_{ц} = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

В результате плазменной цементации при  $T_{ц} = 400\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит рост шероховатости исходной электрополированной поверхности стали до  $R_a = 0,73\text{...}1,06\text{ мкм}$ . Снижение температуры цементации до  $T_{ц} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  позволяет уменьшить значение параметра шероховатости цементованной поверхности до  $R_a = 0,15\text{ мкм}$ .

Таким образом, цементация в плазме низкоэнергетичного электронного пучка при температурах  $T_{ц} = 350\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$  является эффективным способом повышения твердости термически неупрочняемой аустенитной Cr–Ni стали, а модифицирование углеродом при минимальной температуре  $T_{ц} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  обеспечивает также низкую шероховатость цементованной поверхности. Это позволяет рассматривать указанную технологию в качестве перспективной финишной упрочняющей обработки прецизионных изделий из нержавеющей аустенитных сталей.

### Список литературы

1. Gatey A.M., Hosmani S.S., Singh R.P. Surface mechanical attrition treated AISI 304L steel: role of process parameters // Surface Engineering. – 2016. – Vol. 32, iss. 1. – P. 69–78. – DOI: 10.1179/1743294415Y.0000000056.
2. Characterization of the phase transformation in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high-energy shot peening / Z. Ni, X. Wang, J. Wang, E. Wu // Physica B-Condensed Matter. – 2003. – Vol. 334. – P. 221–228. – DOI: 10.1016/S0921-4526(03)00069-3.
3. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 458, iss. 1–2. – P. 253–261. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
4. Baraz V.R., Kartak B.R., Mineeva O.N. Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable  $\gamma$ -phase // Metal Science and Heat Treatment. – 2011. – Vol. 52, iss. 9. – P. 473–475. – DOI: 10.1007/s11041-010-9302-x.
5. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 4 (69). – С. 80–92. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92.
6. Baraz V.R., Fedorenko O.N. Special features of friction treatment of steels of the spring class // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 57,



iss. 11–12. – P. 652–655. – DOI: 10.1007/s11041-016-9937-3.

7. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, A.S. Yurovskikh, A.L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118, iss. 12. – P. 1225–1235. – DOI: 10.1134/S0031918X17120092.

8. *Narkevich N.A., Shulepov I.A., Mironov Yu.P.* Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118, iss. 4. – P. 339–406. – DOI: 10.1134/S0031918X17020090.

9. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel / M. Hajian, A. Abdollah-zadeh, S.S. Rezaei-Nejad, H. Assadi, S.M.M. Hadavi, K. Chung, M. Shokouhimehr // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 67. – P. 82–94. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.082.

10. *Liang W.* Surface modification of AISI 304 austenitic stainless steel by plasma nitriding // *Applied Surface Science*. – 2003. – Vol. 211. – P. 308–314. – DOI: 10.1016/S0169-4332(03)00260-5.

11. Microstructure and dry sliding wear resistance evaluation of plasma nitride austenitic stainless steel type AISI 316LN against different sliders / A. Deva-raj, A. Elayaperumal, J. Alphonsa, S.V. Kailas, S. Venugopal // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 207. – P. 406–412. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.031.

12. *Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V.* Nitriding of stainless steel in plasma of a pulse electron beam // *Technical Physics Letters*. – 2016. – Vol. 42, iss. 5. – P. 491–494. – DOI: 10.1134/S1063785016050096.

13. *Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V.* Nitriding of stainless steel in electron beam plasma in the pulsed and DC generation modes // *Journal of Surface Investigation*. – 2017. – Vol. 11, iss. 6. – P. 1167–1172. – DOI: 10.1134/S1027451017060076.

14. *Cao Y., Ernst F., Michal G.M.* Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 4171–4181. – DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00235-0.

15. *Tokaji K., Kohyama K., Masayuki A.* Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing // *International Journal of Fatigue*. – 2004. – Vol. 26, iss. 5. – P. 543–551. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2003.08.024.

16. Carbide precipitation in austenitic stainless steel carburized at low temperature / F. Ernst, Y. Cao, G.M. Michal, A.H. Heuer // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55. – P. 1895–1906. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.049.

17. *Cheng L.H., Hwang K.S.* Surface hardening of powder injection molded 316L stainless steels through low-temperature carburization // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44A, iss. 2. – P. 827–834. – DOI: 10.1007/s11661-012-1458-0.

18. Influence of the counter material on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburized AISI316L steel / L. Ceschini, C. Chiavari, A. Marconi, C. Martini // *Tribology International*. – 2013. – Vol. 67. – P. 36–43. – DOI: 10.1016/j.triboint.2013.06.013.

19. Structure and wear resistance of 0Cr17Ni14Mo2 austenitic stainless steel after low temperature gas carburising / F. Ma, L. Pan, L.J. Zhang, Y.F. Zhu, P. Li, M. Yang // *Materials Research Innovations*. – 2014. – Vol. 18. – P. 1023–1027. – DOI: 10.1179/1432891714Z.000000000551.

20. *Sun Y.* Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 228. – P. S342–S348. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.105.

21. Surface modification of austenitic steels by low-temperature carburization / I. Ciancaglioni, R. Donnini, S. Kaciulis, A. Mezzi, R. Montanari, N. Ucciardello, G. Verona-Rinati // *Surface and Interface Analysis*. – 2012. – Vol. 44, iss. 8. – P. 1001–1004. – DOI: 10.1002/sia.4894.

22. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening / M. Tsujikawa, M. Egawa, T. Sone, N. Ueda, T. Okano, K. Higashi // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 228. – P. S318–S322. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.111.

23. *Sun Y.* Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Vol. 168. – P. 189–94. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.10.005.

24. Carburization of austenitic and ferritic steels in carbon-saturated sodium: preliminary results on the diffusion coefficient of carbon at 873 K / M. Romedenne, F. Rouillard, B. Dupray, D. Hamon, M. Tabarant, D. Monceau // *Oxidation of Metals*. – 2016. – Vol. 87. – P. 643–653. – DOI: 10.1007/s11085-017-9733-5.

25. *Abraha P., Yoshikawa Y., Katayama Y.* Surface modification of steel surfaces by electron beam excited plasma processing // *Vacuum*. – 2009. – Vol. 83, iss. 3. – P. 497–500. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2008.04.073.

26. Влияние непрерывного и газоциклического плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А.В. Макаров, Н.В. Гаврилов, Г.В. Самойлова, А.С. Мамаев, А.Л. Осинцева, Р.А. Саврай // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 2 (75). – С. 55–66. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-55-66.

27. *Sun Y., Li X., Bell T.* Structural characteristics of low temperature plasma carburised austenitic stainless

steel // *Materials Science and Technology*. – 1999. – Vol. 15, iss. 10. – P. 1171–1178. – DOI: 10.1179/026708399101505077.

28. Tong X., Zhang T., Ye W. Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel // *Advanced Materials, Mechanics and Industrial Engineering*. – 2014. – Vol. 598. – P. 90–93. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90.

29. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel / M.R. Menezes, C. Godoy, V.T.L. Buono, M.M.M. Schwartzman, J.C.A.B. Wilson // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 309. – P. 651–662. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.12.037.

30. *Borgioli F., Galvanetto E., Bacci T.* Influence of surface morphology and roughness on water wetting properties of low temperature nitrided austenitic stainless steels // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. 95. – P. 278–284. – DOI: 10.1016/j.matchar.2014.07.006.

31. Влияние предварительной деформационной обработки на упрочнение и качество азотированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А.В. Макаров, Г.В. Самойлова, Н.В. Гаврилов, А.С. Мамаев, А.Л. Осинцева, Р.А. Саврай // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2017. – № 4 (42). – С. 67–74. – DOI: 10.18323/2073-5073-2017-4-67-74.

32. *Металловедение и термическая обработка стали. В 3 т. Т. 2: справочник / под ред. М.Л. Берн-*

*штейна, А.Г. Рахштадта.* – Изд. 3-е, перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983. – 368 с.

33. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: Металлургиздат, 1970. – 366 с.

34. Effect of heating on the structure, phase composition and micromechanical properties of the metastable austenitic steel strengthened by nanostructuring frictional treatment / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, E.G. Volkova, A.L. Osintseva // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – Vol. 119, iss. 12. – P. 1196–1203. – DOI: 10.1134/S0031918X18120116.

35. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding / E. Menthe, A. Bulak, J. Olfe, A. Zimmermann, K.T. Rie // *Surface and Coatings Technology*. – 2000. – Vol. 133–134. – P. 259–263. – DOI: 10.1016/S0257-8972(00)00930-0.

36. *Duarte M.C.S., Godoya C., Wilson J.C.A.B.* Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 260. – P. 316–325. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.07.094.

37. Effect of preliminary nanostructuring frictional treatment on the efficiency of nitriding of metastable austenitic steel in electron beam plasma / A.V. Makarov, G.V. Samoilova, N.V. Gavrilov, A.S. Mamayev, A.L. Osintseva, T.E. Kurennykh, R.A. Savrai // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1915. – P. 030011-1–030011-5. – DOI: 10.1063/1.5017331.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Effect of Low-Temperature Carburization in Electron Beam Plasma on the Hardening and Surface Roughness of the Metastable Austenitic Steel

Polina Skorynina<sup>1, a, \*</sup>, Aleksey Makarov<sup>1, 2, 3, b</sup>, Andrey Men'shakov<sup>4, c</sup>, Alevtina Osintseva<sup>1, d</sup>

<sup>1</sup> Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

<sup>2</sup> M.N. Miheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskaya str., Yekaterinburg, 620108, Russian Federation

<sup>3</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

<sup>4</sup> Institute of Electrophysics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 106 Amundsena str., Yekaterinburg, 620016, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>,  [polina.skorynina@mail.ru](mailto:polina.skorynina@mail.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  [avm@imp.uran.ru](mailto:avm@imp.uran.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3715-7741>,  [menshakovandrey@mail.ru](mailto:menshakovandrey@mail.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0043-8435>,  [osintseva@imach.uran.ru](mailto:osintseva@imach.uran.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 24 March 2019

Revised: 08 April 2019

Accepted: 11 April 2019

Available online: 15 June 2019

##### Keywords:

Austenitic stainless steel

Plasma carburization

Electron beam

Microhardness

Roughness

##### Funding:

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-38-00561\_mol\_a. It was done within the state assignment for IES UB RAS, theme No. AAAA-A18-118020790148-1, and the assignment for IMP UB RAS, theme "Structure" No. AAAA-A18-118020190116-6. The studies were performed at the Centers of Collaborative Access "Plastometry" of the Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences.

#### ABSTRACT

**Introduction.** Low-temperature plasma carburization is an effective way to increase the hardness of thermally unhardened austenitic chromium-nickel steels. Usage of low-energy (up to 1 Kev) electron beams for plasma surface modification allows not only to generate plasma efficiently, but also to heat objects placed in the plasma to a high temperature without using additional external heating. However, in the literature there is no information about the carburization of austenitic stainless steels using plasma generated by an electron beam. The carburization temperature has a significant impact on the level of characteristics and the phase composition of austenitic steels. It is also important to take into account that the usage of ion-plasma chemical-thermal treatments can lead to a change in the roughness of the treated surface. **The aim of the work** is to study the effect of the temperature carburization in the plasma of a low-energy electron beam in the range  $T_c=350-500$  °C on the phase composition, roughness, depth and hardening of the carburized layer of austenitic steel AISI 321. **The research methods** are microhardness measurement, X-ray phase analysis, scanning electron microscopy and optical profilometry. **Results and discussion.** Carburization in the plasma generated by the electron beam at  $T_c=350-500$  °C provides an increase in the microhardness of the surface of austenitic steel by 5.5 times (up to ~ 1100 HV 0.025). It is found that the depth of the hardened layer strongly depends on the temperature of carburization and is 25 µm at  $T_c=350$  °C, and with further increase in the temperature of carburization increases up to 200 µm at  $T_c=500$  °C. The effective hardening of the surface layer of stainless steel is associated with the formation of carbon-supersaturated austenite  $\gamma_c$  and carbides  $Cr_{23}C_6$  at  $T_c=350-500$  °C, as well as carbides  $Cr_7C_3$  at  $T_c=500$  °C. It is shown that the carburization of the electropolished steel surface at temperatures of 400-500 °C is accompanied by an increase in the roughness parameter Ra to 0.73-1.06 µm. The decrease in the carburization temperature to  $T_c=350$  °C leads to the formation of a surface with a significantly lower roughness parameter Ra=0.15 µm. Thus, carburization in the plasma of a low-energy electron beam at temperatures  $T_c=350-500$  °C is an effective way to increase the hardness of thermally unhardened austenitic Cr-Ni steel, and carbon modification at a minimum temperature  $T_c=350$  °C also provides a low roughness of the carburised surface. This allows us to consider that this technology is a promising finish hardening treatment of precision products made of austenitic stainless steel.

**For citation:** Skorynina P.A., Makarov A.V., Men'shakov A.I., Osintseva A.L. Effect of low-temperature carburization in electron beam plasma on the hardening and surface roughness of the metastable austenitic steel. *Obrabotka metallov (tehnologiya, 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).

#### \* Corresponding author

Skorynina Polina A., Junior researcher

Institute of Engineering Science,

Ural Branch of Russian Academy of Sciences,

34 Komsomolskaya str.,

Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

Tel.: 8 (343) 362-30-33, e-mail: [polina.skorynina@mail.ru](mailto:polina.skorynina@mail.ru)

## References

1. Gatey A.M., Hosmani S.S., Singh R.P. Surface mechanical attrition treated AISI 304L steel: role of process parameters. *Surface Engineering*, 2016, vol. 32, iss. 1, pp. 69–78. DOI: 10.1179/1743294415Y.0000000056.
2. Ni Z., Wang X., Wang J., Wu E. Characterization of the phase transformation in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high-energy shot peening. *Physica B-Condensed Matter*, 2003, vol. 334, pp. 221–228. DOI: 10.1016/S0921-4526(03)00069-3.
3. 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. *Materials Science and Engineering: A.*, 2007, vol. 458, iss. 1–2, pp. 253–261. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
4. Baraz V.R., Kartak B.R., Mineeva O.N. Special features of friction hardening of austenitic steel with unstable  $\gamma$ -phase. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, vol. 52, iss. 9, pp. 473–475. DOI: 10.1007/s11041-010-9302-x.
5. Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A. Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 4 (69), pp. 80–92. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92. (In Russian).
6. Baraz V.R., Fedorenko O.N. Special features of friction treatment of steels of the spring class. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 57, iss. 11–12, pp. 652–655. DOI: 10.1007/s11041-016-9937-3.
7. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 12, pp. 1225–1235. DOI: 10.1134/S0031918X17120092.
8. Narkevich N.A., Shulepov I.A., Mironov Yu.P. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 4, pp. 339–406. DOI: 10.1134/S0031918X17020090.
9. Hajian M., Abdollah-zadeh A., Rezaei-Nejad S.S., Assadi H., Hadavi S.M.M., Chung K., Shokouhimehr M. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel. *Materials and Design*, 2015, vol. 67, pp. 82–94. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.082.
10. Liang W. Surface modification of AISI 304 austenitic stainless steel by plasma nitriding. *Applied Surface Science*, 2003, vol. 211, pp. 308–314. DOI: 10.1016/S0169-4332(03)00260-5.
11. Devaraju A., Elayaperumal A., Alphonsa J., Kailas S.V., Venugopal S. Microstructure and dry sliding wear resistance evaluation of plasma nitride austenitic stainless steel type AISI 316LN against different sliders. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 406–412. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.031.
12. Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V. Nitriding of stainless steel in plasma of a pulse electron beam. *Technical Physics Letters*, 2016, vol. 42, iss. 5, pp. 491–494. DOI: 10.1134/S1063785016050096.
13. Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Chukin A.V. Nitriding of stainless steel in electron beam plasma in the pulsed and DC generation modes. *Journal of Surface Investigation*, 2017, vol. 11, iss. 6, pp. 1167–1172. DOI: 10.1134/S1027451017060076.
14. Cao Y., Ernst F., Michal G.M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, pp. 4171–4181. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00235-0.
15. Tokaji K., Kohyama K., Masayuki A. Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing. *International Journal of Fatigue*, 2004, vol. 26, iss. 5, pp. 543–551. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2003.08.024.
16. Ernst F., Cao Y., Michal G.M., Heuer A.H. Carbide precipitation in austenitic stainless steel carburized at low temperature. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 1895–1906. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.049.
17. Cheng L.H., Hwang K.S. Surface hardening of powder injection molded 316L stainless steels through low-temperature carburization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44A, iss. 2, pp. 827–834. DOI: 10.1007/s11661-012-1458-0.
18. Ceschini L., Chiavari C., Marconi A., Martini C. Influence of the countermaterial on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburized AISI316L steel. *Tribology International*, 2013, vol. 67, pp. 36–43. DOI: 10.1016/j.triboint.2013.06.013.
19. Ma F., Pan L., Zhang L.J., Zhu Y.F., Li P., Yang M. Structure and wear resistance of 0Cr17Ni14Mo2 austenitic stainless steel after low temperature gas carburising. *Materials Research Innovations*, 2014, vol. 18, pp. 1023–1027. DOI: 10.1179/1432891714Z.000000000551.
20. Sun Y. Tribocorrosion behavior of low temperature plasma carburized stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 228, pp. S342–S348. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.105.

21. Ciancaglioni I., Donnini R., Kaciulis S., Mezzi A., Montanari R., Ucciardello N., Verona-Rinati G. Surface modification of austenitic steels by low-temperature carburization. *Surface and Interface Analysis*, 2012, vol. 44, iss. 8, pp. 1001–1004. DOI: 10.1002/sia.4894.
22. Tsujikawa M., Egawa M., Sone T., Ueda N., Okano T., Higashi K. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 228, pp. S318–S322. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.05.111.
23. Sun Y. Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 168, pp. 189–194. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.10.005.
24. Romedenne M., Rouillard F., Dupray B., Hamon D., Tabarant M., Monceau D. Carburization of austenitic and ferritic steels in carbon-saturated sodium: preliminary results on the diffusion coefficient of carbon at 873 K. *Oxidation of Metals*, 2016, vol. 87, pp. 643–653. DOI: 10.1007/s11085-017-9733-5.
25. Abraha P., Yoshikawa Y., Katayama Y. Surface modification of steel surfaces by electron beam excited plasma processing. *Vacuum*, 2009, vol. 83, iss. 3, pp. 497–500. DOI: 10.1016/j.vacuum.2008.04.073.
26. Makarov A.V., Gavrilov N.V., Samoiloa G.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Savrai R.A. Effect of a continuous and gas-cyclic plasma nitriding on the quality of nanostructured austenitic stainless steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 2 (75), pp. 55–66. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-55-66.
27. Sunč Y., Li X., Bell T. Structural characteristics of low temperature plasma carburised austenitic stainless steel. *Materials science and technology*, 1999, vol. 15, iss. 10, pp. 1171–1178. DOI: 10.1179/026708399101505077.
28. Tong X., Zhang T., Ye W. Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel. *Advanced Materials, Mechanics and Industrial Engineering*, 2014, vol. 598, pp. 90–93. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90.
29. Menezes M.R., Godoy C., Buono V.T.L., Schwartzman M.M.M., Wilson J.C.A.B. Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 309, pp. 651–662. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.12.037.
30. Borgioli F., Galvanetto E., Bacci T. Influence of surface morphology and roughness on water wetting properties of low temperature nitrided austenitic stainless steels. *Materials Characterization*, 2014, vol. 95, pp. 278–284. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.07.006.
31. Makarov A.V., Samoiloa G.V., Gavrilov N.V., Mamaev A.S., Osintseva A.L., Savrai R.A. Vliyanie predvaritel'noi deformatsionnoi obrabotki na uprochnenie i kachestvo azotirovannoi poverkhnosti austenitnoi nerzhavayushchei stali. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 4 (42), pp. 67–74. DOI: 10.18323/2073-5073-2017-4-67-74.
32. Bernshtein M.L., Rakhshadt A.G., eds. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali*. T. 2 [The materials science and heat treatment of steel. Vol. 2]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 368 p.
33. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A. *Rentgenograficheskii i elektronnoopticheskii analiz* [X-ray and electronoptical analysis]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1970. 366 p.
34. Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of heating on the structure, phase composition and micromechanical properties of the metastable austenitic steel strengthened by nanostructuring frictional treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, iss. 12, pp. 1196–1203. DOI: 10.1134/S0031918X18120116.
35. Menthe E., Bulak A., Olfe J., Zimmermann A., Rie K.T. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 2000, vol. 133–134, pp. 259–263. DOI: 10.1016/S0257-8972(00)00930-0.
36. Duarte M.C.S., Godoy C., Wilson J.C.A.B. Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 260, pp. 316–325. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.07.094.
37. Makarov A.V., Samoiloa G.V., Gavrilov N.V., Mamayev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Effect of preliminary nanostructuring frictional treatment on the efficiency of nitriding of metastable austenitic steel in electron beam plasma. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1915, pp. 030011-1–030011-5. DOI: 10.1063/1.5017331.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Механика процесса ППД

### Остаточные напряжения в упрочняемом упругопластическом теле

Максим Махалов <sup>a, \*</sup>, Валерий Блюменштейн <sup>b</sup>

Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва, ул. Весенняя, 28, г. Кемерово, 650000, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3266-9724>, [maxim\\_ste@mail.ru](mailto:maxim_ste@mail.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0002-3711-1535>, [blumenstein@rambler.ru](mailto:blumenstein@rambler.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787.4

#### История статьи:

Поступила: 26 ноября 2018  
 Рецензирование: 27 марта 2019  
 Принята к печати: 11 апреля 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Остаточные напряжения  
 Механическое состояние металла  
 Технологическое наследование  
 Поверхностный слой  
 Упрочняющая обработка  
 Поверхностное пластическое деформирование  
 Напряженно-деформированное состояние металла

#### Благодарности:

Авторы выражают признательность А.А. Худойназарову, принявшему участие в проведении исследований.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Остаточные напряжения (ОН) первого рода являются одним из ключевых параметров механического состояния металла, который в значительной степени определяет эксплуатационную долговечность изделий и конструкций. Упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием (ППД) создает в поверхностном слое (ПС) благоприятные сжимающие ОН и существенно повышает усталостную долговечность как до, так и после появления усталостной трещины. В этой области знаний остается актуальной проблема высокой сложности и трудоемкости экспериментального определения ОН, а также проблема расчета остаточных напряжений при сложных немонокотонных видах нагружения, к которым относится большинство способов механической обработки. **Цель работы:** развитие теории формирования и повышение достоверности расчетов остаточных напряжений при обработке ППД на основе модели упрочняемого упругопластического тела. **Результаты и обсуждение.** В работе представлены результаты моделирования и выполнены расчеты компонентов тензора ОН в процессе ППД. Модель выполнена с помощью метода конечных элементов на основе концептуального аппарата механики технологического наследования (ТН) с учетом эффекта упрочняемого тела. Установлено, что наибольшие значения сжимающих остаточных напряжений характерны для осевого компонента, при этом экстремум может располагаться как на поверхности детали, так и на некотором удалении от нее. Глубина распространения сжимающих остаточных напряжений составляет примерно 3 мм при глубине распространения существенных по величине напряжений около 7 мм. Выявлено влияние упрочнения металла на распределение остаточных напряжений. На примере осевого (наибольшего по величине) компонента показано, что разница максимальных значений составляет почти 30%. Полученный результат соответствует представлениям о том, что упрочненный металл, имеющий повышенный предел текучести, допускает присутствие больших по величине ОН. Выявлены тенденции изменения распределения компонентов тензора ОН по глубине ПС в зависимости от основных параметров режима обработки ППД: натяга и профильного радиуса ролика.

**Для цитирования:** Махалов М.С., Блюменштейн В.Ю. Механика процесса ППД. Остаточные напряжения в упрочняемом упругопластическом теле // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 110–123. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-110-123.

## Введение

Величина и характер распределения остаточных напряжений (ОН) первого рода по сечению деталей – один из ключевых параметров механического состояния металла, в значительной степени определяющих эксплуатационную

долговечность изделий [1–2]. По мнению ряда исследователей, при появлении на поверхности детали начальной трещины или иного концентратора напряжений роль сжимающих ОН поверхностного слоя (ПС) в усталостной долговечности детали напряжений становится определяющей и может дать увеличение долговечности в несколько раз.

Основной причиной возникновения ОН первого рода является неравномерная по сечению детали пластическая деформация тепловой или механической природы.

#### \*Адрес для переписки

Махалов Максим Сергеевич, к.т.н., доцент  
 Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва,  
 ул. Весенняя, 28,  
 650000, г. Кемерово, Россия  
 Тел.: +7-903-907-45-02, e-mail: [maxim\\_ste@mail.ru](mailto:maxim_ste@mail.ru)

Упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием (ППД) существенно повышает сопротивление усталости, содействует большей долговечности до и после появления усталостной трещины. Известно, что для сталей с низким содержанием углерода повышение сопротивления усталости обусловлено в большей степени повышением поверхностной твердости (упрочнением), в то время как для твердых сталей – в большей степени появлением сжимающих остаточных напряжений, сдерживающих появление и развитие мелких трещин.

Обработка ППД применяется во многих областях техники как для повышения качества поверхности, так и для повышения прочности металла деталей машин в условиях усталости, фреттинг-нагрузках и др. [3]. К ним относят: оси и валы автомобилей, валы редукторов сельскохозяйственных, дорожных и горных машин, колесные диски самолетов, высоконагруженные крепежные изделия, а также диски и лопатки турбин, лопасти вентилятора компрессора и др.

Эффекты упрочнения и сжимающих ОН исследованы для различных деталей из разных материалов [4–8]. Так, например, в исследовании W.J. Qin, C. Dong and X. Li проведена оценка и показан эффект повышения усталостной прочности коленчатого вала с учетом ОН [8]. Авторами работ [9–10] экспериментально исследованы ОН поверхностного слоя после упрочняющей обработки различными способами поверхностного пластического деформирования (ППД). В работе [11] предложена модель релаксации ОН на стадии эксплуатационного усталостного нагружения.

Большинство исследователей отмечают необходимость измерений, оценки, прогнозирования и управления величиной и распределением ОН. Остаточные напряжения измеряют методами тензометрии [3], оценки деформаций при релаксации остаточных напряжений [12], путем послойного химического удаления слоев материала с оценкой возникающей деформации [12], методами дифракции рентгеновских лучей [13], микроиндентирования [14] и др.

В работе [15] показано, что поле остаточных напряжений – это поле энергии деформации. Распределение остаточных напряжений, включающее численное значение и существующий диапазон, коррелирует с количеством энергии. На этой основе авторами предложен интеграл

плотности энергии деформации, при этом установлено, что силы трения и тепловые эффекты имеют основное значение в определении окончательного распределения ОН.

Наиболее адаптированным для решения задач по оценке остаточных напряжений после упрочнения в процессах механической обработки и их влияния на усталостную прочность является метод конечных элементов (МКЭ). Уже в упомянутой статье [8] МКЭ использован для моделирования поведения коленчатого вала при усталостном нагружении с учетом остаточных напряжений. Xiaoming Huang, Jie Sun and Jianfeng Li выполнили МКЭ-моделирование и экспериментальное исследование остаточных напряжений, результаты которых показали высокую сходимость [16]. В работах [17–20] представлены результаты численного моделирования остаточных напряжений в процессах резания с учетом трения, температур, смазывающих средств при обработке различных материалов разными инструментами.

В работе [21] автором проведены исследования механики процесса ППД и созданы 2D- и 3D МКЭ-модели обкатывания роликом. Результаты моделирования, включающие в себя поверхностные деформации и остаточные напряжения, показали высокую сходимость с экспериментальными данными, полученными из литературных источников.

Авторы настоящей работы отмечают, что в рассматриваемой области знаний остаются актуальными две важные проблемы.

1. Сложность и высокая трудоемкость измерения ОН, поскольку большая часть методик основана на разрушении детали либо послойном удалении металла ПС и измерении остаточных деформаций детали с последующим расчетом величины ОН. При этом рентгеновские способы позволяют выявлять ОН второго рода и преимущественно в тонких поверхностных слоях, исчисляемых десятками микрометров, не позволяющими определять распределение ОН по глубине упрочненного ПС, исчисляемого миллиметрами.

Для этого направления актуальной и перспективной является разработка и развитие экспериментальных экспресс-методик, основанных на физических методах неразрушающего контроля (НК): акустических, магнитных шумов, коэрцитивной силы и др.

2. Известные в настоящее время аналитические модели зачастую охватывают только простые (одно-, двухосные) виды нагружения и не позволяют с удовлетворительной точностью рассчитывать остаточные напряжения при сложных немонотонных видах нагружения, к которым относится большинство способов механической обработки.

Цель работы: развитие теории формирования и повышение достоверности расчетов остаточных напряжений при обработке ППД на основе модели упрочняемого упругопластического тела.

Задачи исследований: моделирование и аналитическое определение ОН в процессе ППД на основе аппарата механики ТН с учетом эффекта упрочняемого тела; выявление взаимосвязей компонентов тензора ОН с основными параметрами режима обработки ППД.

### Теория

Для решения этих задач, в работе [22] авторами предложена и реализована для способа ППД модель упрочняемого упругопластического тела.

Модель разработана с использованием МКЭ на основе аппарата механики технологического наследования (ТН), в рамках которого [10–11]:

- изменение состояния металла ПС на стадиях механической обработки и последующего эксплуатационного нагружения рассматривается как единый непрерывный процесс накопления деформации, исчерпания запаса пластичности и трансформации остаточных напряжений. Наряду с традиционными параметрами качества этот процесс описывается соответственно: накопленной степенью деформации сдвига (СДС)  $\Lambda$ , степенью исчерпания запаса пластичности (СИЗП)  $\Psi$  и компонентами тензора ОН  $[T_{\text{ост}}]$ ;

- изменение состояния ПС на стадиях механической обработки происходит в очаге пластической деформации (ОД), возникающем в зоне контакта инструмента с ПС обрабатываемой детали;

- на каждой стадии механической обработки или эксплуатации формирование нового тензора ОН первого рода происходит под влиянием:

- пластической деформации, накопленной металлом к текущему моменту времени, и ОН, унаследованных от предыдущих стадий (история нагружения);

- напряжений, возникающих при приложении нагрузки и упругом разгрузении на рассматриваемой стадии;

- напряжений, дополнительно возникающих при раскреплении детали.

Теоретические исследования выполнялись в плоскодеформированной постановке, описанной в работах [22–23].

Согласно известной теореме о разгрузке тензор остаточных напряжений представляет собой разность напряжений, возникающих в реальном упругопластическом теле при приложении нагрузки  $[T_{\sigma_{\text{деф}}}]$ , и напряжений, которые возникли бы в идеально упругом теле при идентичном нагружении  $[T_{\sigma_{\text{раз}}}]$ , суммированную с напряжениями упругой разгрузки при раскреплении детали  $[T_{\sigma_{\text{раскр.дет}}}]$  и упругими тепловыми напряжениями разгрузки  $[T_{\sigma_{\text{т}^0}}]$ :

$$[T_{\sigma_{\text{ост}}}] = [T_{\sigma_{\text{деф}}}] - [T_{\sigma_{\text{раз}}}] + [T_{\sigma_{\text{раскр.дет}}}] + [T_{\sigma_{\text{т}^0}}]. \quad (1)$$

Моделируемый материал (сталь 45) принимался изотропным упрочняющимся упругопластическим. С учетом этих и других (малый нагрев при рассматриваемом нагружении) принятых при создании модели начальных/граничных условий и допущений возникающие деформации имели только механическую природу. Тензор остаточных напряжений в системе координат детали представлялся в виде

$$[T_{\sigma_{\text{ост}}}]_{xyz} = \begin{pmatrix} \sigma_x^{\text{деф}} - \sigma_x^{\text{раз}} & \sigma_{xy}^{\text{деф}} - \sigma_{xy}^{\text{раз}} & 0 \\ \sigma_{xy}^{\text{деф}} - \sigma_{xy}^{\text{раз}} & \sigma_y^{\text{деф}} - \sigma_y^{\text{раз}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(\sigma_x^{\text{деф}} + \sigma_y^{\text{деф}}) - (\sigma_x^{\text{раз}} + \sigma_y^{\text{раз}})}{2} \end{pmatrix}, \quad (2)$$

где  $\sigma_x^{\text{деф}}$ ,  $\sigma_y^{\text{деф}}$ ,  $\sigma_{xy}^{\text{деф}}$  – компоненты тензора реальных упругопластических напряжений при приложении нагрузки;  $\sigma_x^{\text{раз}}$ ,  $\sigma_y^{\text{раз}}$ ,  $\sigma_{xy}^{\text{раз}}$  – компоненты тензора идеальноупругих напряжений, возникающих в изделии при идентичном нагружении.

Ключевой особенностью предложенной модели является учет эффекта упрочняемого тела, заключающийся в изменении механического

состояния частиц металла в процессе их перемещения через пространство очага деформации [22].

Таблица 1

Table 1

### Результаты и обсуждение

Рассмотрим результаты расчетов компонентов остаточных напряжений для модели обкатывания роликом № 5 (табл. 1) со следующими параметрами режима: профильный радиус  $R_{пр} = 5$  мм, заданный натяг  $h_3 = 0,05$  мм, подача  $S = 0,1$  мм/об. Материал детали: сталь 45 ГОСТ 1050–88, 160...180 HV.

Наибольшие значения сжимающих остаточных напряжений, достигающие  $-600$  МПа, характерны для осевого компонента  $\sigma_x$ , при этом для рассматриваемого режима обработки экстремум располагается на поверхности детали. Глубина распространения сжимающих ОН составляет примерно 3 мм при глубине распространения существенных по величине напряжений около 7 мм (рис. 1).

Тангенциальный (окружной) компонент  $\sigma_z$  в выбранной плоскодеформированной постановке моделирования имеет сопоставимые с осевым компонентом значения сжимающих напряжений

Режимы обработки ППД  
SPD process conditions

Номер модели	$R_{пр}$ , мм	$h_3$ , мм
1	2	0,03
2	5	
3	10	
4	2	0,05
5	5	
6	10	
7	2	0,07
8	5	
9	10	

(до  $-520$  МПа). Максимальные значения также имеют место на поверхности детали.

Радиальному компоненту  $\sigma_y$  свойственны значительно меньшие значениями и соответственно перепады как в область растягивающих, так и в область сжимающих значений при тех же глубинах распространения. На поверхности и в близлежащем слое радиальный компонент преимущественно отрицательный (до  $-50$  МПа).

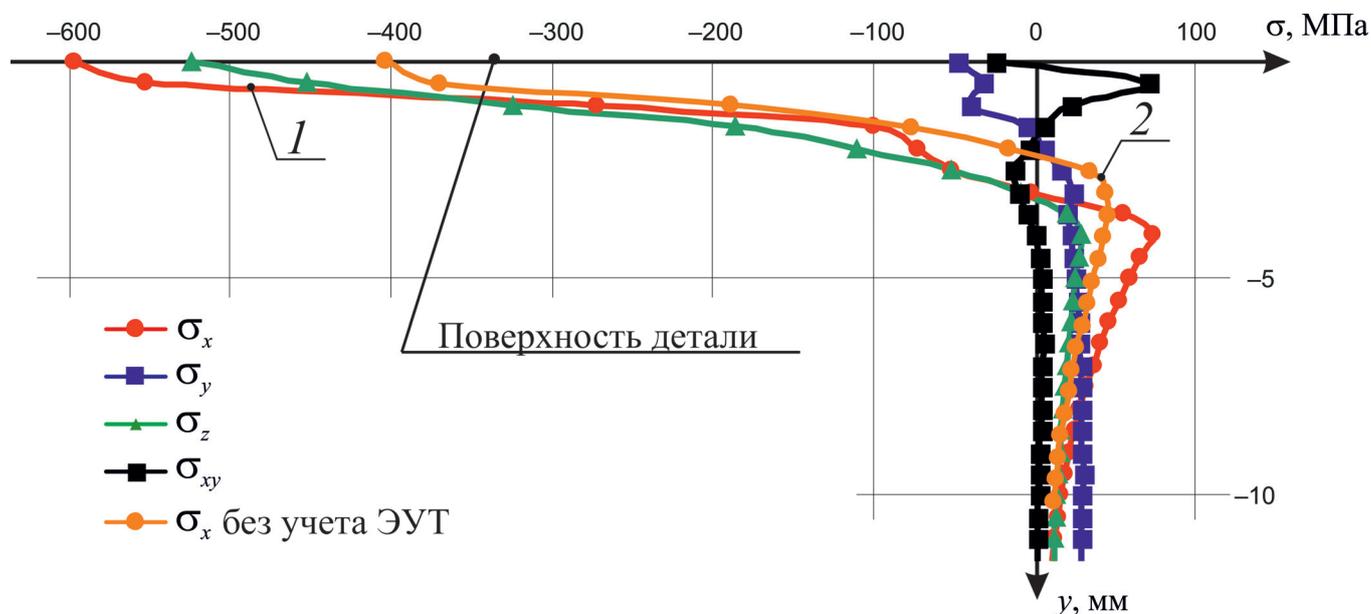


Рис. 1. Распределение компонентов тензора остаточных напряжений (после 300-го шага моделирования) по глубине поверхностного слоя. Осевые остаточные напряжения  $\sigma_x$  с учетом (1) и без учета (2) эффекта упрочняемого тела

Fig. 1. The distribution of the components of the residual stress tensor (after the 300<sup>th</sup> simulation step) over the depth of the surface layer. Axial residual stresses  $\sigma_x$ , taking into account (1) and without (2) the effect of the hardened body

Особенностью данного решения является определение касательного компонента  $\sigma_{xy}$ , распределение которого имеет сложный характер при сравнительно небольшой величине напряжений на поверхности и на некоторой глубине поверхностного слоя.

Качественная картина распределения по глубине и численные значения соответствуют результатам многих отечественных и зарубежных исследователей. Так, по результатам исследований В.М. Смелянского и его учеников, для моделируемой в данной работе стали 45 величина осевых ОН при ППД достигает  $-800$  МПа, а окружных – до  $-400$  МПа [9]. Автор работы [24] отмечает возможность расположения экстремума напряжений как на поверхности детали, так и на некотором удалении от нее.

По данным [9], радиальные ОН после ППД близки к нулю, что, по мнению автора работы, не является существенным недостатком в силу незначительного влияния этого компонента на циклическую долговечность детали.

Для выявления взаимосвязей остаточных напряжений с режимами обработки ППД была построена и решена серия КЭ-моделей в соответствии с планом, приведенным в табл. 1. При этом варьировались ключевые параметры режима, в наибольшей степени влияющие на протекание процессов пластической деформации в поверхностном слое. Значения остальных параметров режима обработки при моделировании составили:

- частота вращения детали  $n = 300$  об/мин (время одного оборота детали  $0,2$  с);
- подача  $S = 0,1$  мм/об;
- угол деформации в окружном направлении  $10^\circ$  (принят по данным работы [10]);
- с учетом времени одного оборота детали и принятого угла деформации время одного цикла нагрузки-разгрузки поверхностного слоя составило  $\frac{0,2c \cdot 10^\circ}{360^\circ} = 0,0055$  с.

Для того чтобы показать влияние упрочнения металла на формирование ОН, для модели № 5 также выполнялось моделирование процесса без учета эффекта упрочнения тела (ЭУТ).

В представленной постановке моделирования учет ЭУТ реализован как за счет схемы

многократного взаимодействия индентора с обрабатываемой поверхностью, так и посредством использования аппроксимирующей функции кривой течения, учитывающей упрочнение через величину тангенциального модуля. Для этого значение последнего ( $T_{\text{мод}} = 2,596 \cdot 10^9$  Па) выбиралось с целью максимального приближения аппроксимирующей функции к форме реальной кривой течения стали 45.

Теоретически для исключения ЭУТ необходимо принять  $T_{\text{мод}} = 0$  Па, однако для сохранения взаимосвязи напряжений и деформаций на участке пластического течения, значение данного параметра было уменьшено на три порядка ( $T_{\text{мод}} = 2,596 \cdot 10^6$  Па), что снижает реальный эффект упрочнения при моделировании в 1000 раз.

Рассмотрим распределение ОН по глубине упрочненного ПС, полученные как с учетом, так и без учета эффекта упрочняемого тела (табл. 2). На рис. 1 представлены распределения осевого компонента.

Модель с учетом ЭУТ обнаруживает большие по величине сжимающие напряжения. Разница максимальных значений сжимающих ОН в модели без учета упрочнения относительно модели с учетом ЭУТ составляет почти 30 %. Полученный результат соответствует представлениям о том, что упрочненный металл, имеющий повышенный предел текучести, допускает присутствие больших по величине остаточных напряжений.

Радиальный компонент ОН в модели, учитывающей ЭУТ, также характеризуется большими в два раза значениями как сжимающих, так и растягивающих напряжений.

Окружной (тангенциальный) компонент в обеих моделях имеет преимущественно сжимающие значения, экстремум лежит на поверхности детали. Как и для радиального компонента, модель с учетом упрочнения имеет в два раза большие значения напряжений обоих знаков.

Касательный в плоскости подачи компонент для обоих рассматриваемых случаев имеет схожий характер распределения, однако модель, учитывающая ЭУТ, имеет несколько больший итоговый размах значений.

**Значения компонентов тензора остаточных напряжений**  
**The values of the residual stress tensor components**

Компонент		С учетом ЭУТ		Без учета ЭУТ		Размах значений	
		min	max	min	max	с ЭУТ	без ЭУТ
Осевой	$\sigma_x$ , МПа	-600	74	-400	43	674	443
Радиальный	$\sigma_y$ , МПа	-50	30	-22	17	80	39
Окружной	$\sigma_z$ , МПа	-523	29	-248	13	552	261
Касательный	$\sigma_{xy}$ , МПа	-24	70	-41	40	94	81

Для выявления взаимосвязей полученного тензора ОН с технологическими режимами было использовано описание каждого из полученных компонентов тензора в категориях координат характерных точек (на примере  $\sigma_x$ ) [25, стр. 54, рис. 4]:

- 1) напряжения на поверхности детали (точка  $A$ ) –  $\sigma_{xA}$ ;
- 2) напряжения в первом экстремуме (точка  $B$ ) –  $\sigma_{xB}$ ;
- 3) глубина расположения первого экстремума (точка  $B$ ) –  $h\sigma_{xB}$ ;
- 4) глубина распространения сжимающих напряжений (точка  $C$ ) –  $h\sigma_{xC}$ ;
- 5) напряжения во втором экстремуме (точка  $D$ ) –  $\sigma_{xD}$ ;
- 6) глубина расположения второго экстремума (точка  $D$ ) –  $h\sigma_{xD}$ ;
- 7) глубина распространения ОН (точка  $E$ ) –  $h\sigma_{xE}$ .

По данным работы [10], основное влияние на величину и глубину распространения остаточных напряжений оказывают натяг  $h_3$ , профильный радиус  $R_{пр}$  ролика.

В результате решения моделей с различными значениями этих факторов наряду с другими компонентами выявлена тенденция изменения осевого компонента тензора ОН (рис. 2–5).

Модели с натягом  $h_3 = 0,03$  мм имеют максимальные осевые сжимающие напряжения на поверхности детали ( $y = 0$  мм).

При увеличении  $h_3$  существует тенденция к увеличению максимальных значений сжимающих напряжений, однако этот экстремум смеща-

ется от поверхности в глубину до 0,5 мм и приводит к формированию в тонком приповерхностном слое растягивающих ОН небольшой величины.

Изменение эпюры осевых ОН при изменении профильного радиуса ролика позволяет сделать вывод о том, что для достижения наилучшего распределения по глубине каждому значению натяга должно соответствовать некоторое оптимальное значение профильного радиуса ролика: соотношение указанных величин лежит в диапазоне:  $0,007 < \frac{h_3}{R_{пр}} < 0,015$ .

Полученные результаты согласуются с результатами работ [9, 10, 24, 26–28], где показано, что увеличение усилия обкатывания по упругой схеме (либо натяга ролика по жесткой схеме) при ППД увеличивает ОН сжатия на поверхности и в первом экстремуме, а также глубину его расположения.

Увеличение профильного радиуса ролика снижает максимальные сжимающие напряжения, что в целом соответствует результатам работы [10]. Однако результаты исследований ОН при ППД, представленные, например, в работах [27, 28], показывают, что при увеличении  $R_{пр}$ , несмотря на снижение сжимающих ОН на поверхности, происходит увеличение осевых и окружных ОН в первом подповерхностном экстремуме.

Глубина распространения сжимающих ОН ( $h\sigma_{xC}$ ) и расположения второго (положительного) экстремума ( $h\sigma_{xD}$ ) увеличиваются с увеличением обоих варьируемых параметров (рис. 5). С ростом  $h_3$  от 0,05 до 0,07 мм увеличение этих глубин несколько интенсивнее.

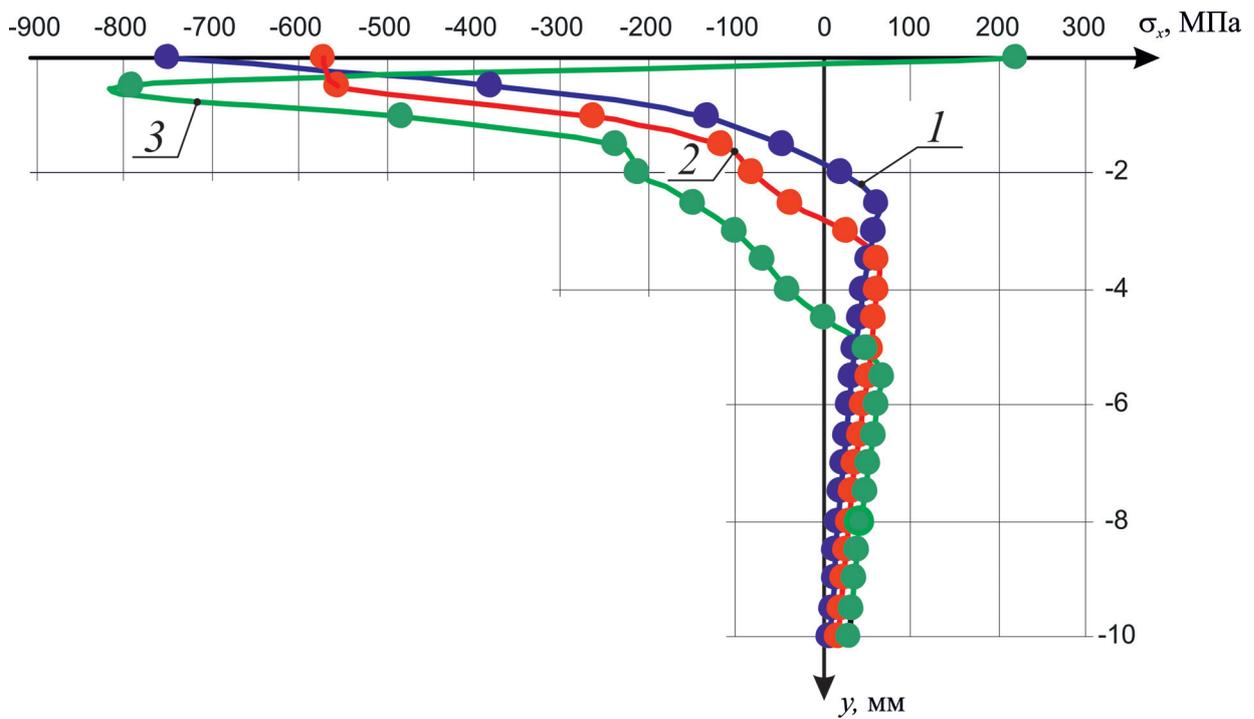


Рис. 2. Распределение осевых остаточных напряжений  $\sigma_x$  в моделях №1 (1), № 4 (2) и № 7 (3) ( $R_{пр} = 2$  мм)

Fig. 2. The distribution of axial residual stresses  $\sigma_x$  in models No.1 (1), No.4 (2) and No. 7 (3) ( $R_{pr} = 2$  mm)

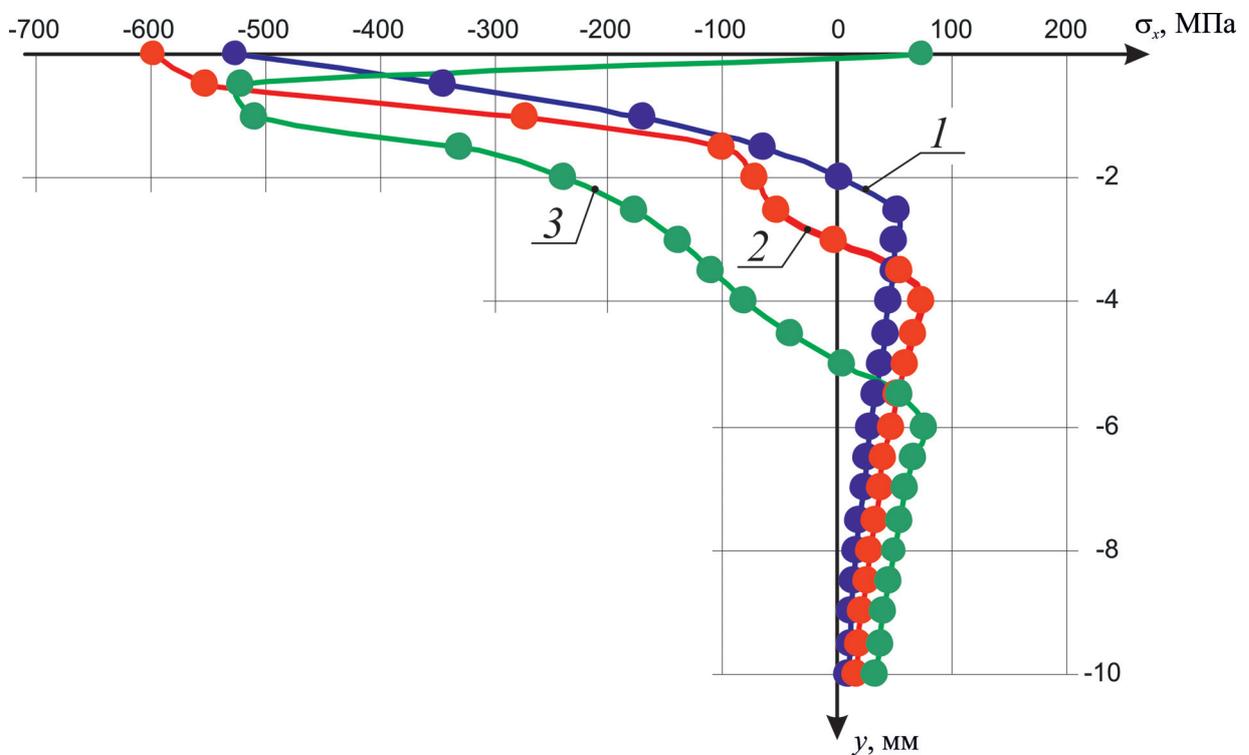


Рис. 3. Распределение осевых остаточных напряжений  $\sigma_x$  в моделях № 2 (1), № 5 (2) и № 8 (3) ( $R_{пр} = 5$  мм)

Fig. 3. The distribution of axial residual stresses  $\sigma_x$  in models No. 2 (1), No. 5 (2) and No. 8 (3) ( $R_{pr} = 5$  mm)

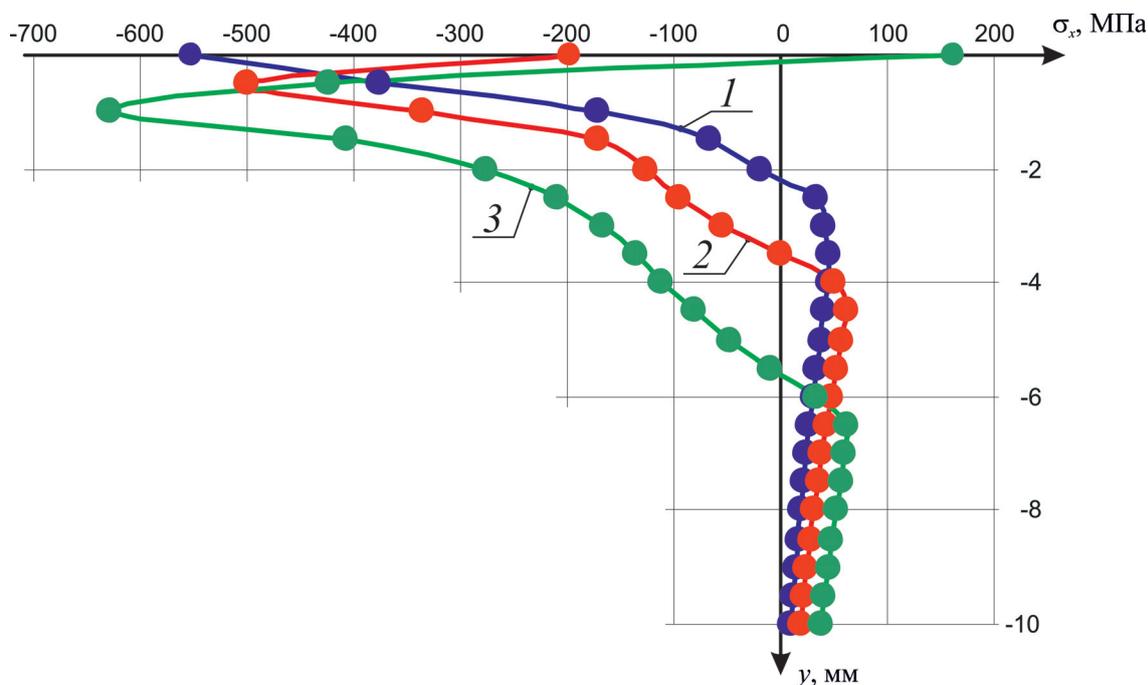


Рис. 4. Распределение осевых остаточных напряжений  $\sigma_x$  в моделях № 3 (1), № 6 (2) и № 9 (3) ( $R_{pr} = 10$  мм)

Fig. 4. The distribution of axial residual stresses  $\sigma_x$  in models No. 3 (1), No. 6 (2) and No. 9 (3) ( $R_{pr} = 10$  mm)

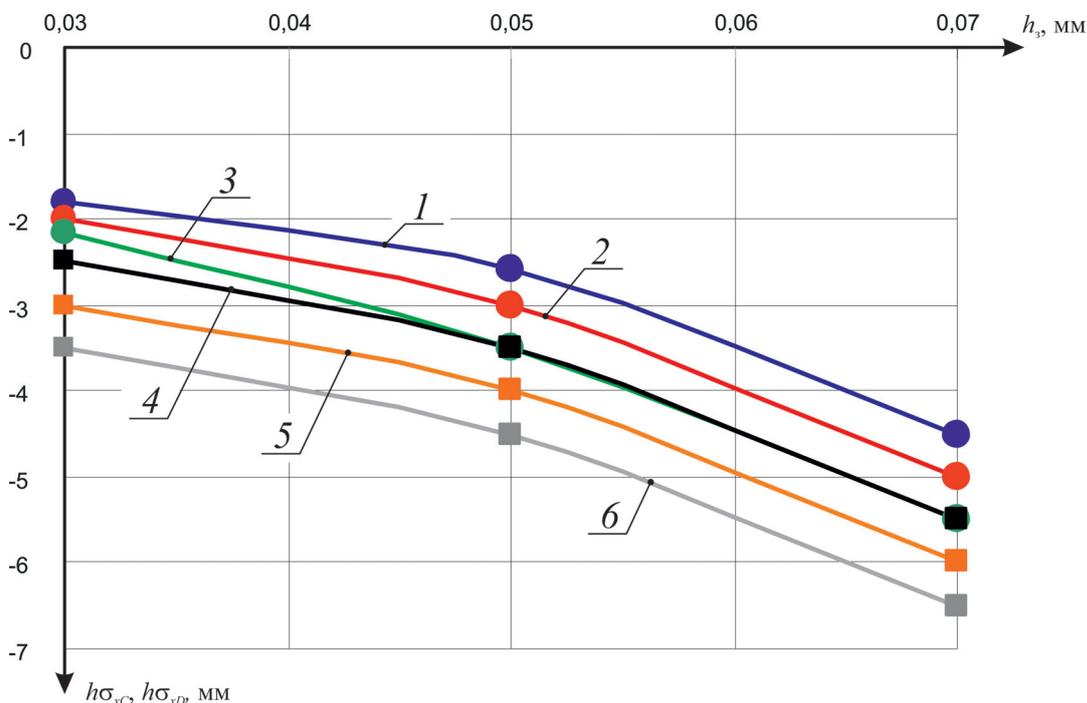


Рис. 5. Взаимосвязи глубины распространения осевых сжимающих ОН  $h\sigma_{xC}$  и глубины расположения второго (положительного) экстремума  $h\sigma_{xD}$  от  $h_z$ :  $h\sigma_{xC}$  при  $R_{pr} = 2$  мм (1);  $R_{pr} = 5$  мм (2);  $R_{pr} = 10$  мм (3);  $h\sigma_{xD}$  при  $R_{pr} = 2$  мм (4);  $R_{pr} = 5$  мм (5);  $R_{pr} = 10$  мм (6)

Fig. 5. Interrelations of the depth of propagation of axial compressive RS  $h\sigma_{xC}$  and the depth of the second (positive) extremum  $h\sigma_{xD}$  from  $h_z$ :  $h\sigma_{xC}$  with  $R_{pr} = 2$  mm (1);  $R_{pr} = 5$  mm (2);  $R_{pr} = 10$  mm (3);  $h\sigma_{xD}$  with  $R_{pr} = 2$  mm (4);  $R_{pr} = 5$  mm (5);  $R_{pr} = 10$  mm (6)

При увеличении натяга радиальный компонент имеет тенденцию к увеличению размаха максимальных сжимающих и растягивающих напряжений, которые располагаются непосредственно вблизи поверхности детали. С увеличением профильного радиуса ролика размах напряжений, наоборот, уменьшается. Глубина распространения существенных по величине значений при изменении натяга и профильного радиуса ролика значительно не меняется.

Максимальные сжимающие окружные напряжения и глубина их распространения также увеличиваются с увеличением натяга. Экстремум в большинстве случаев располагается на поверхности либо на глубине 0,5...1 мм. Изменение профильного радиуса ролика не оказывает на этот компонент существенного влияния. По данным работы [26], окружной компонент имеет распределение, аналогичное осевому, но характеризуется меньшими напряжениями на поверхности и в первом экстремуме.

Изменение обоих параметров существенно не изменяет распределение касательного компонента по глубине ПС, однако несколько влияет на его значения непосредственно на поверхности. Так, при малых значениях профильного радиуса максимальные касательные напряжения дают большие значения натяга, в то время как при больших значениях  $R_{пр}$  – меньшие значения  $h_3$ .

## Выводы

1. На основе разработанной для процесса ППД модели упрочняемого упругопластического тела выполнены расчеты компонентов тензора остаточных напряжений с различными режимами обработки. Установлено, что наибольшие остаточные сжимающие напряжения характерны для осевого компонента, при этом экстремум может располагаться как на поверхности детали, так и на некотором удалении от нее. Глубина распространения сжимающих ОН составляет примерно 3 мм при глубине распространения существенных по величине напряжений около 7 мм.

2. Выявлено влияние упрочнения металла на распределение остаточных напряжений. На при-

мере осевого (наибольшего по величине) компонента показано, что разница максимальных значений составляет почти 30 %. Полученный результат соответствует представлениям о том, что упрочненный металл, имеющий повышенный предел текучести, допускает наличие больших по величине остаточных напряжений.

3. Установлены взаимосвязи компонентов тензора остаточных напряжений с основными параметрами режима обработки: натягом и профильным радиусом ролика. Так, для осевого компонента ОН:

– при увеличении натяга имеется тенденция к увеличению максимальных значений сжимающих напряжений, однако этот экстремум смещается от поверхности в глубину до 0,5 мм, что приводит к формированию в тонком приповерхностном слое растягивающих ОН небольшой величины;

– изменение профильного радиуса ролика позволяет сделать вывод о том, что для получения наилучшего распределения осевых ОН по глубине каждому значению натяга соответствует некоторое оптимальное значение профильного радиуса ролика;

– глубина распространения сжимающих ОН, как и глубина расположения второго (положительного) экстремума, увеличивается с увеличением  $h_d$  и  $R_{пр}$ . В диапазоне  $h_d$  от 0,05 мм до 0,07 мм такой рост происходит более интенсивно.

Для радиального компонента при увеличении натяга увеличивается, а при увеличении  $R_{пр}$ , наоборот, уменьшается размах напряжений на поверхности детали.

Максимальные сжимающие окружные напряжения и глубина их распространения увеличиваются с увеличением натяга. Изменение  $R_{пр}$  при этом не оказывает существенного влияния.

Для касательного компонента изменение основных параметров режима оказывает лишь некоторое влияние на значения на поверхности.

## Список литературы

1. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 2. / А.Г. Сулов, А.П. Бабичев, А.В. Киричек, А.В. Овсеенко, П.Д. Мотренко, С.К. Амбросимов, А.И. Афонин,

Р.В. Гуров, А.Н. Прокофьев, Д.А. Соловьев; под общ. ред. А.Г. Сулова. – М.: Машиностроение, 2014. – 444 с. – ISBN 978-5-94275-711-3.

2. *Иванов С.И., Павлов В.Ф.* Влияние остаточных напряжений и наклепа на усталостную прочность // Проблемы прочности. – 1976. – № 5. – С. 25–27.

3. Introduction of enhanced compressive residual stress profiles in aerospace components using combined mechanical surface treatments / A. Gopinath, A. Lim, B. Nagarajan, C.C. Wong, R. Maiti, S. Castagne // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 157 (1). – DOI: 10.1088/1757-899X/157/1/012013.

4. *Овсеенко А.Н., Гажек М., Серебряков В.И.* Формирование состояния поверхностного слоя деталей машин технологическими методами. – Ополе: Politechnika Opolska, 2001. – 228 с. – ISBN 83-88492-06-3.

5. *Биргер И.А.* Остаточные напряжения. – М.: Машгиз, 1963. – 232 с.

6. *Кудрявцев И.В.* Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении. – М.: Машгиз, 1951. – 280 с.

7. Технологические остаточные напряжения / под ред. А.В. Подзья. – М.: Машиностроение, 1973. – 216 с.

8. *Qin W.J., Dong C., Li X.* Assessment of bending fatigue strength of crankshaft sections with consideration of quenching residual stress // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2016. – Vol. 25, iss. 3. – P. 938–947. – DOI: 10.1007/s11665-016-1890-1.

9. *Смелянский В.М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с. – ISBN 5-217-03065-8.

10. *Блюментейн В.Ю., Смелянский В.М.* Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с. – ISBN 5-942-75342-9.

11. *Блюментейн В.Ю., Махалов М.С.* Расчетно-аналитическая модель механического состояния поверхностного слоя упрочненной детали на стадии циклического нагружения после обработки размерным совмещенным обкатыванием // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 3. – С. 33–39.

12. *Sadasivam B., Hizal A., Arola D.* Abrasive waterjet peening with elastic prestress: subsurface residual stress distribution // ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition, IMECE 2007 Conference Paper. – Seattle, WA, 2007. – Vol. 3. – DOI: 10.1115/IMECE2007-43473.

13. *Saini S., Ahuja I.S., Sharma V.S.* Modeling the effects of cutting parameters on residual stresses in hard turning of AISI H11 tool steel // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 65, iss. 5–8. – P. 667–678. – DOI: 10.1007/s00170-012-4206-0.

14. A method to estimate residual stress in austenitic stainless steel using a microindentation test / A. Yonezu, R. Kusano, T. Hiyoshi, Xi Chen // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2015. – Vol. 24, iss. 1. – P. 362–372. – DOI: 10.1007/s11665-014-1280-5.

15. Energy criteria for machining-induced residual stresses in face milling and their relation with cutting power / Y. Ma, P. Feng, J. Zhang, Z. Wu, D. Yu // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 81. – P. 1023–1032. – DOI: 10.1007/s00170-015-7278-9.

16. *Huang X., Sun J., Li J.* Finite element simulation and experimental investigation on the residual stress-related monolithic component deformation // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 77. – P. 1035–1041. – DOI: 10.1007/s00170-014-6533-9.

17. Modeling of residual stresses in milling / J.-C. Su, K.A. Young, K. Ma, S. Srivatsa, J.B. Morehouse, S.Y. Liang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 65. – P. 717–733. – DOI: 10.1007/s00170-012-4211-3.

18. *Ji X., Zhang X., Liang S.* Predictive modeling of residual stress in minimum quantity lubrication machining // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 70. – P. 2159–2168. – DOI: 10.1007/s00170-013-5439-2.

19. *Martell J., Liu C., Shi J.* Experimental investigation on variation of machined residual stresses by turning and grinding of hardened AISI 1053 steel // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 74, iss. 9–12. – P. 1381–1392. – DOI: 10.1007/s00170-014-6089-8.

20. *Chen J., Fang Q., Zhang L.* Investigate on distribution and scatter of surface residual stress in ultra-high speed grinding // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 75. – P. 615–627. – DOI: 10.1007/s00170-014-6128-5.

21. *Altan T.* Finite element modeling of roller burnishing process // Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 54 (1). – P. 237–240.

22. *Махалов М.С., Блюментейн В.Ю.* Механика процесса поверхностного пластического деформирования. Модель упрочняемого упругопластического

тела // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 6–20. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-6-20.

23. *Blumenstein V.Yu., Mahalov M.S., Ostanin O.A.* Simulation and calculation of residual stresses in mining machines components // E3S Web Conferences, 3rd International Innovative Mining Symposium. – 2018. – Vol. 41. – Art. 03012. – DOI: 10.1051/e3s-conf/20184103012.

24. *Паншев Д.Д.* Упрочнение деталей обкаткой шариками. – М.: Машиностроение, 1968. – 132 с.

25. *Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С.* Расчетная модель остаточных напряжений упрочненного поверхностного слоя при размерном совмещенном обкатывании // Вестник КузГТУ. – 2008. – № 5. – С. 50–58.

26. *Sayahi M., Sghaier S., Belhadjsalah H.* Finite element analysis of ball burnishing process: compari-

sons between numerical results and experiments // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2012. – Vol. 67 (5). – P. 1665–1673. – DOI: 10.1007/s00170-012-4599-9.

27. *Смелянский В.М., Чоудхури Н.А.* К вопросу прогнозирования остаточных напряжений, возникающих в поверхностных слоях деталей при обработке ППД // Совершенствование процессов обработки и сборки деталей автомобиля в условиях применения гибких автоматизированных комплексов: межвузовский сборник. – М.: МАМИ, 1987. – С. 3–16.

28. *Смелянский В.М., Шапарин А.А., Чоудхури Н.А.* Численная модель формирования остаточных напряжений в поверхностном слое деталей при обкатывании // Остаточные напряжения – резерв прочности в машиностроении: тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции. – Ростов н/Д., 1991. – С. 7–9.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Surface Plastic Deformation Mechanics The Residual Stresses in the Hardened Elastic-Plastic Body

Maxim Mahalov <sup>a,\*</sup>, Valeriy Blumenstein <sup>b</sup>

Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev, 28 Vesennaya st., Kemerovo, 650000, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3266-9724>,  [maxim\\_ste@mail.ru](mailto:maxim_ste@mail.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-3711-1535>,  [blumenstein@rambler.ru](mailto:blumenstein@rambler.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 26 November 2018

Revised: 27 March 2019

Accepted: 11 April 2019

Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Residual stresses

Metal mechanical condition

Technological inheritance

Surface layer

Hardening treatment

Surface plastic deformation

Metal stress-strain condition

#### Acknowledgements

The authors are grateful to A. Khudoyazarov who took part in the research.

### ABSTRACT

**Introduction.** Macroscopic residual stresses (RS) are one of the key metal mechanical state parameters, which largely determines products and structures operational life. Surface plastic deformation (SPD) hardening treatment creates in the surface layer (SL) favorable compressive RS and significantly increases the fatigue life both before and after the fatigue cracks appearance. In this area of knowledge, the problem of high complexity and laboriousness of the experimental determination of RS, as well as the problem of calculating residual stresses under complex non-monotonic types of loading, which include most of the methods of mechanical processing, remains relevant. **The research purpose** is to develop the theory of formation and increase the reliability of calculations of residual stresses in the processing of SPD based on the model of a strengthened elastic-plastic body. **Results and discussion.** The paper presents the SPD process simulation results and RS tensor components calculations. The model is made using the finite element method based on the conceptual framework of the mechanics of technological inheritance (TI), taking into account the effect of the strengthened body. It is established that the highest compressive residual stresses values are typical for the axial component, and the extremum can be located both on the workpiece surface and at some distance from it. The depth of compressive residual stresses distribution is about 3 mm with a depth of distribution of significant in magnitude stresses of about 7 mm. The hardened body influence on the residual stresses distribution is performed. The obtained result corresponds to the idea that the hardened metal, which have an increased yield stress limit, allows the larger RS values presence. The tendencies of changes in the distribution of the components of the RS tensor over the depth of the SL, depending on the main parameters of the SPD processing mode: tension and profile radius of the roller, are revealed.

**For citation:** Mahalov M.S., Blumenstein V.Yu. Surface plastic deformation mechanics. The residual stresses in the hardened elastic-plastic body. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 110–123. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-110-123. (In Russian).

### References

1. Suslov A.G., Babichev A.P., Kirichek A.V., Ovseenko A.V., Motrenko P.D., Ambrosimov S.K., Afonin A.I., Gurov R.V., Prokof'ev A.N., Solov'ev D.A. *Tekhnologiya i instrumenty otdelochno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 2. [Technology and tools of finishing and hardening treatment of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 2]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 444 p. ISBN 978-5-94275-711-3.
2. Ivanov S.I., Pavlov V.F. Vliyanie ostatochnykh napryazhenii i naklepa na ustalostnuyu prochnost' [The effect of residual stresses and cold working on fatigue strength]. *Problemy prochnosti = Strength of Materials*, 1976, no. 5, pp. 25–27. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Mahalov Maxim S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev,

28 Vesennaya st.,

Kemerovo, 650000, Russian Federation

Tel.: +7-903-907-45-02, e-mail: [maxim\\_ste@mail.ru](mailto:maxim_ste@mail.ru)

3. Gopinath A., Lim A., Nagarajan B., Wong C.C., Maiti R., Castagne S. Introduction of Enhanced Compressive Residual Stress Profiles in Aerospace Components Using Combined Mechanical Surface Treatments. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2013, vol. 157 (1). DOI: 10.1088/1757-899X/157/1/012013.
4. Ovseenko A.N., Gajek M., Serebryakov V.I. *Formirovanie sostoyaniya poverkhnostnogo sloya detalei mashin tekhnologicheskimi metodami* [Machine parts surface layer condition formation by technological methods]. Opole, Politechnika Opolska Publ., 2001. 228 p. ISBN 83-88492-06-3.
5. Birger I.A. *Ostatochnye napryazheniya* [Residual stresses]. Moscow, Mashgiz Publ., 1963. 232 p.
6. Kudryavtsev I.V. *Vnutrennie napryazheniya kak rezerv prochnosti v mashinostroenii* [Internal stresses as a strength reserve in mechanical engineering]. Moscow, Mashgiz Publ., 1951. 280 p.
7. Podzei A.V., ed. *Tekhnologicheskie ostatochnye napryazheniya* [Technological residual stresses]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1973. 216 p.
8. Qin W.J., Dong C., Li X. Assessment of bending fatigue strength of crankshaft sections with consideration of quenching residual stress. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, vol. 25, iss. 3, pp. 938–947. DOI: 10.1007/s11665-016-1890-1.
9. Smelyanskii V.M. *Mekhanika uprochneniya detalei poverkhnostnym plasticheskim de-formirovaniem* [Surface plastic deformation parts hardening mechanics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2002. 300 p. ISBN 5-217-03065-8.
10. Blyumenstein V.Yu., Smelyanskii V.M. *Mekhanika tekhnologicheskogo nasledovaniya na stadiyakh obrabotki i ekspluatatsii detalei mashin* [Technological inheritance mechanics at the machine parts processing and operation stages]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2007. 400 p. ISBN 5-942-75342-9.
11. Blyumenshtein V.Yu., Mahalov M.S. Raschetno-analiticheskaya model' mekhanicheskogo sostoyaniya poverkhnostnogo sloya uprochnennoi detali na stadii tsiklicheskogo nagruzheniya posle obrabotki razmernym sovmeshchennym obkатыvaniem [The hardened part surface layer mechanical state computational and analytical model at the cyclic loading stage after dimensional joint running-in]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2009, no. 3, pp. 33–39.
12. Sadasivam B., Hizal A., Arola D. Abrasive waterjet peening with elastic prestress: subsurface residual stress distribution. *ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition, IMECE 2007 Conference Paper*, Seattle, WA, 2007, vol. 3. DOI: 10.1115/IMECE2007-43473.
13. Saini S., Ahuja I.S., Sharma V.S. Modeling the effects of cutting parameters on residual stresses in hard turning of AISI H11 tool steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65, iss. 5–8, pp. 667–678. DOI: 10.1007/s00170-012-4206-0.
14. Yonezu A., Kusano R., Hiyoshi T., Chen Xi. A method to estimate residual stress in austenitic stainless steel using a microindentation test. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, vol. 24, iss. 1, pp. 362–372. DOI: 10.1007/s11665-014-1280-5.
15. Ma Y., Feng P., Zhang J., Wu Z., Yu D. Energy criteria for machining-induced residual stresses in face milling and their relation with cutting power. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 81, pp. 1023–1032. DOI: 10.1007/s00170-015-7278-9.
16. Huang X., Sun J., Li J. Finite element simulation and experimental investigation on the residual stress-related monolithic component deformation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 77, pp. 1035–1041. DOI: 10.1007/s00170-014-6533-9.
17. Su J.-C., Young K.A., Ma K., Srivatsa S., Morehouse J.B., Liang S.Y. Modeling of residual stresses in milling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65, pp. 717–733. DOI: 10.1007/s00170-012-4211-3.
18. Ji X., Zhang X., Liang S. Predictive modeling of residual stress in minimum quantity lubrication machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 70, pp. 2159–2168. DOI: 10.1007/s00170-013-5439-2.
19. Martell J., Liu C., Shi J. Experimental investigation on variation of machined residual stresses by turning and grinding of hardened AISI 1053 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 74, iss. 9–12, pp. 1381–1392. DOI: 10.1007/s00170-014-6089-8.
20. Chen J., Fang Q., Zhang L. Investigate on distribution and scatter of surface residual stress in ultra-high speed grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 75, pp. 615–627. DOI: 10.1007/s00170-014-6128-5.
21. Altan T. Finite element modeling of roller burnishing process. *Manufacturing Technology*, 2017, vol. 54 (1), pp. 237–240.



22. Makhalov M.S., Blyumenstein V.Yu. Surface plastic deformation mechanics. The hardenable elastic-plastic body model. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 6–20. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-6-20. (In Russian).

23. Blumenstein V.Yu., Mahalov M.S., Ostanin O.A. Simulation and calculation of residual stresses in mining machines components. *E3S Web Conferences, IIIrd International Innovative Mining Symposium*, 2018, vol. 41, art. 03012. DOI: 10.1051/e3sconf/20184103012.

24. Papshev D.D. *Uprochnenie detalei obkatkoi sharikami* [Rolling balls parts hardening], Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968. 132 p.

25. Blyumenshtein V.Yu., Mahalov M.S. Raschetnaya model' ostatochnykh napryazhenii uprochnennogo poverkhnostnogo sloya pri razmernom sovmeshchennom obkatyvani [The hardened surface layer residual stresses calculation model after dimensional joint running in]. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Kuzbass State Technical University*, 2008, no. 5, pp. 50–58.

26. Sayahi M., Sghaier S., Belhadjsalah H. Finite element analysis of ball burnishing process: comparisons between numerical results and experiments. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, vol. 67 (5), pp. 1665–1673. DOI: 10.1007/s00170-012-4599-9.

27. Smelyanskii V.M., Choudkhuri N.A. K voprosu prognozirovaniya ostatochnykh napryazhenii, vznikayushchikh v poverkhnostnykh sloyakh detalei pri obrabotke PPD [To the problem of the parts surface layers residual stresses predicting in the SPD processing]. *Sovershenstvovanie protsessov obrabotki i sborki detalei avtomobilya v usloviyakh primeneniya gibkikh avtomatizirovannykh kompleksov* [Improving the car parts processing and assembly processes in the flexible automated systems application conditions]. Moscow, MAMI Publ., 1987, pp. 3–16.

28. Smelyanskii V.M., Shaparin A.A., Choudkhuri N.A. [Numerical model of the parts surface layer residual stresses formation during rolling]. *Ostatochnye napryazheniya – rezerv prochnosti v mashinostroenii: tezisy dokladov Vsesoyuznoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Residual stress – strength reserve in mechanical engineering: All-Union scientific and technical conference abstracts]. Rostov-on-Don, 1991, pp. 7–9. (In Russian).

## 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Структура сплава Ti–40 Nb, сформированного высокоэнергетическими методами

Жанна Ковалевская<sup>1, 2, a</sup>, Юрий Шаркеев<sup>1, 2, b</sup>, Маргарита Химич<sup>1, 3, c, \*</sup>,  
 Анна Ерошенко<sup>1, d</sup>, Павел Уваркин<sup>1, e</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0003-3040-8851>, [zhanna\\_kovalevskaya@mail.ru](mailto:zhanna_kovalevskaya@mail.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, [sharkeev@ispms.tsc.ru](mailto:sharkeev@ispms.tsc.ru),

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0001-5859-7418>, [khimich@ispms.tsc.ru](mailto:khimich@ispms.tsc.ru), <sup>d</sup> <http://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, [eroshenko@ispms.tsc.ru](mailto:eroshenko@ispms.tsc.ru),

<sup>e</sup> <http://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, [uvarkin@ispms.tsc.ru](mailto:uvarkin@ispms.tsc.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.29:669.017.1:621.763

#### История статьи:

Поступила: 5 марта 2019

Рецензирование: 18 марта 2019

Принята к печати: 11 апреля 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Сплав Ti–40 Nb

Электродуговая плавка

Селективное лазерное сплавление  
 Интенсивная пластическая деформация

Микроструктура

β-фаза

α'-фаза

Ликвация

Имплантаты

#### Финансирование:

Работа выполнена по проекту III.23.2.2 программы фундаментальных исследований СО РАН. Государственное задание ИФПМ СО РАН 2017–2019 гг.

#### Благодарности:

Авторы признательны Q. Zhu, А.А. Сапрыкину, Е.А. Ибрагимову, Е.В. Бабаковой, И.А. Глухову, И.А. Шулепову за участие в работе и обсуждение результатов.

**Для цитирования:** Структура сплава Ti-40Nb, сформированного высокоэнергетическими методами / Ж.Г. Ковалевская, Ю.П. Шаркеев, М.А. Химич, А.Ю. Ерошенко, П.В. Уваркин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 124–135. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-124-135.

#### \*Адрес для переписки

Химич Маргарита Андреевна, м.н.с., аспирант

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Академический, 2/4, 634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7-952-884-04-25, e-mail: [khimich@ispms.tsc.ru](mailto:khimich@ispms.tsc.ru)

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Сплав Ti–40 мас. % Nb (Ti–40 Nb) – перспективный материал для медицинских приложений, так как имеет низкий модуль упругости, что определяет механическую совместимость имплантата с костной тканью. Передовыми методами получения изделий из сплава Ti–40 Nb являются интенсивная пластическая деформация (ИПД) и селективное лазерное сплавление (СЛС). Представленные методы имеют разную природу и влияние на фазовый состав, строение и свойства изделия, что требует глубоких структурных исследований. **Цель работы** – оценка структурных характеристик сплава Ti–40 Nb, полученного в условиях высокоэнергетического воздействия методами ИПД и СЛС, с учетом неоднородности элементного состава. **Объекты исследования.** Слитки сплава получали электродуговой плавкой. ИПД закаленных слитков осуществлялась последовательным прессованием в симметричный канал, многоосевой ковкой и прокаткой. СЛС порошка механически легированного сплава выполнялось на установке ВАРИСКАФ–100МВС. **Методы исследования.** Оптическая и растровая электронная микроскопия, энергодисперсионный микроанализ, рентгеноструктурный анализ, определение модуля упругости и нанотвердости методом невосстановленного отпечатка. **Результаты.** В процессе кристаллизации слитка формируется дендритная структура, состоящая из β-фазы с внутрикристаллической ликвацией и разностью в концентрации Nb до 6 мас. %. После закалки слитка в зонах, обедненных Nb, формируется мартенситная структура α'-фазы. ИПД слитка приводит к устранению ликвации, обратному α'' → β + α-превращению и формированию ультрамелкозернистой структуры с оптимальным комплексом физико-механических свойств. СЛС формирует структуру, состоящую из микронных зерен β-фазы с прослойками по границам зерен неравновесной α''-фазы. Образовавшуюся в сплаве внутрикристаллическую ликвацию с разностью в концентрации Nb до 27 мас. % предложено устранять последующей термической обработкой. **Заключение.** Рассмотренные высокоэнергетические методы получения медицинских имплантатов, ИПД и СЛС оказывают значительное влияние на структуру сплава Ti–40 Nb. Характер воздействия определяется самим методом и формирующейся неоднородностью элементного состава.

## Введение

Сплавы системы титан – ниобий, в том числе с мультикомпонентным легированием, находят применение в медицине для производства имплантатов [1–5]. Из всех сплавов данной системы для медицинских целей наиболее подходят

сплавы, содержащие 40...45 мас. % ниобия, так как они имеют пониженный модуль упругости, что очень важно для механической совместимости имплантата с костной тканью [6, 7].

Сплавы Ti–Nb представляют собой систему с полной растворимостью компонентов друг в друге при высокой температуре и с ограниченной растворимостью при комнатной температуре [8]. Кристаллизация таких сплавов происходит в интервале температур и в случае неравновесных условий сопровождается формированием химической неоднородности внутри растущего зерна – внутрикристаллической ликвации [9]. Сохранение внутрикристаллической ликвации на последующих этапах обработки материала может приводить к неоднородности физико-механических свойств в готовом изделии. Поэтому слитки сплавов Ti–Nb, которые обычно получают электродуговой плавкой, подвергаются многократной деформации с промежуточными отжигами, что приводит к устранению дендритной ликвации, формированию равноосной зеренной структуры и выравниванию физико-механических свойств по объему слитка [10].

Альтернативными методами получения сплавов Ti–Nb с однородной структурой являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как гидростатическая экструзия [11], кручение под высоким давлением [12–14], равноканальная угловая экструзия [15] и другие [16]. В этом случае формируется ультрамелкозернистый материал с высокими прочностными характеристиками сплава. ИПД фактически не повышает модуль упругости сплава, но его значение составляет 60...70 ГПа [11], что выше, чем у костной ткани (10...30 ГПа) [17].

Для производства имплантатов точной индивидуальной конфигурации и плотности используют аддитивные технологии [18]. Одним из методов является селективное лазерное сплавление (СЛС) [19–21]. СЛС можно получать имплантаты, начиная от компактных, с почти 100 %-й плотностью, до трехмерных металлических решеток с пористостью до 80 % [22]. Это дает возможность снижать интегральный модуль упругости получаемого материала вплоть до 1 ГПа [23].

Цель работы – выполнить оценку структурных характеристик сплава Ti – 40 мас. % Nb, полученного в условиях высокоэнергетического

воздействия методами селективного лазерного сплавления и интенсивной пластической деформации, с учетом неоднородности элементного состава.

## Методика исследований

Для получения слитков использовалась печь электродуговой плавки с нерасходуемым электродом и водоохлаждаемым медным тиглем. Плавка проводилась в атмосфере инертного газа при избыточном давлении, напряжении 40 В и токе  $30 \cdot 10^3$  А. Для получения большей однородности получаемого сплава слиток проплавливали пять раз с его переворотом. Слитки сплава имели концентрацию Nb, равную 40 мас. % (здесь и далее концентрации приводятся в мас. %). Получаемый слиток повторял форму тигля – лунки диаметром 80 мм и высотой 20 мм [24].

СЛС выполнялось на установке ВАРИСКАФ-100МВС [25]. Режим СЛС был следующим: мощность – 100 Вт, скорость сканирования луча лазера – 25 мм/с, диаметр лазерного луча на поверхности сплавляемого слоя – 250 мкм. Для СЛС был выбран композитный порошок, который получали механическим легированием смеси порошков титана – ниобия с массовым соотношением 60: 40. Обработка порошка проводилась в планетарной шаровой мельнице АГО-2С [26]. Полученный композитный порошок со средним размером частиц 25 мкм распределяли из бункера ровным слоем на титановой подложке, нагретой перед сплавлением порошка до температуры 200 °С. Толщина единичного слоя порошка составляла 150 мкм. В каждом образце сплавлялось 24 слоя порошкового материала. Стратегия сканирования лазерного луча – построчный зигзаг с шагом сканирования 50 мкм. Для каждого последующего слоя направление сканирования изменялось на 90°. В результате были получены объемные образцы площадью  $10 \times 10$  мм<sup>2</sup> и толщиной ~3 мм.

ИПД сплава осуществлялась комбинированным способом, включающим прессование в симметричный канал, многоосевую ковку и многоходовую прокатку в ручьевых валках [27]. Для этого слитки предварительно закаливали от 1100 °С в воду. Далее заготовки, вырезанные из слитка, подвергались трехуровневой ИПД. Пер-

вый уровень ИПД включал в себя три операции прессования в пресс-форме с вертикальным каналом и двойным симметричным горизонтальным каналом одинакового сечения. Заготовка сплава в виде параллелепипеда выдавливалась при нагружении из вертикального канала в два симметричных горизонтальных канала. При этом формировалась новая заготовка в форме параллелепипеда тех же размеров, так как все каналы имели одинаковое поперечное сечение. Второй уровень ИПД – шесть операций многоосевойковки [28]. При каждой операции прессования иковки температура находилась в интервале 500...400 °С. Третьим уровнем ИПД была многоходовая прокатка в ручьевых валках при комнатной температуре. Последним для снятия остаточных внутренних напряжений проводился отжиг при 350 °С в течение одного часа.

Строение слитков и образцов, полученных СЛС и ИПД, исследовалось на поперечных шлифах и изломах на металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer, рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 методом рентгеноструктурного анализа (РСА), растровом электронном микроскопе LEO EVO50 методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионного микроанализа (ЭДМА) в ЦКП «НАНОТЕХ», ИФПМ СО РАН, г. Томск. Величину модуля упругости и нанотвердость определяли методом невосстановленного отпечатка при нагрузке на индентор 30 г на приборе “Nano Hardness Tester” NHT-S-AX-000X в ЦИСМ ФТИ НИ ТПУ, г. Томск.

## Результаты и их обсуждение

На оптических изображениях поперечного сечения слитка, полученного при малых увеличениях, на всей поверхности наблюдалось первичное ячеисто-дендритное строение без ярко выраженного градиента структуры (рис. 1, а). В случае анализа на большем увеличении одновременно с дендритной структурой были заметны границы полиэдрических зерен (рис. 1, б, в). В дендритах расстояние между ветвями первого порядка равнялось ~700 мкм, второго порядка – ~100 мкм; размер зерен находился в интервале 500...1000 мкм [24]. Процесс формирования зерен вторичной структуры был связан с затвердеванием расплава, заполняющего дендритный каркас. В исследуемом сплаве зерна сформировались не на базе цельного дендрита, а на основе отдельных элементов соседних дендритов, объединенных определенным кристаллографическим соответствием (рис. 1, б) [9]. Зерна включали в себя части нескольких ориентированных дендритов, при этом их размер был близок к размерам дендритов. Размер структурных элементов, а именно расстояние между ветвями дендритов второго порядка, указывает на то, что при кристаллизации слитка скорость охлаждения сплава составляет порядка 10<sup>2</sup> °С/с и кристаллизация слитка проходит в равновесных условиях [9].

По данным РСА (рис. 2), было выявлено, что основной фазой в сплаве является β-фаза (твердый раствор Ti и Nb с ОЦК-решеткой). На

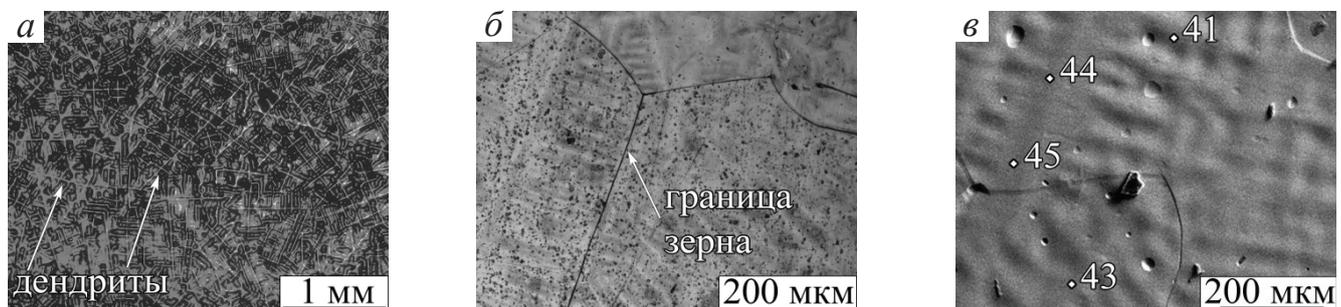


Рис. 1. Изображения микроструктуры (а, б, в) и результаты ЭДМА (в) слитка. На рисунке (в) указаны значения концентрации Nb в мас. %, измеренные на поверхности в локальных местах, выделенных белыми точками

Fig. 1. Microstructure images (а, б, в) and EDMA-results (в) of the ingot. At figure (в) Nb concentration values are in wt. % measured on the surface in local areas which are marked with white points

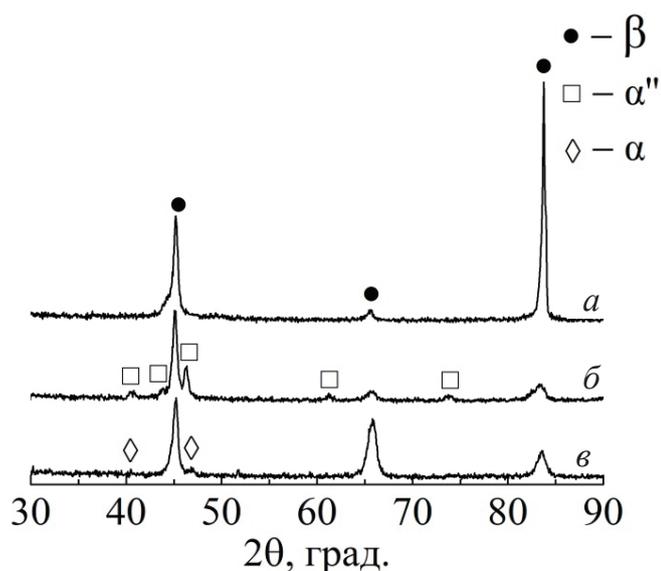


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм слитка (а); образцов после СЛС (б) и ИПД (в)

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of the ingot (a), specimens after SLM (b) and after SPD (c)

рентгенограммах можно видеть основные пики  $\beta$ -фазы (рис. 2, а). Возможно наличие небольшого количества (менее 5 %) второй фазы, на что указывает асимметрия рентгеновской линии в интервале углов 43...46°.

Интенсивности пиков основной  $\beta$ -фазы не соответствуют эталонным штрих-диаграммам. На профиле сплава наблюдалось перераспределение интенсивностей. Такая форма рентгеновского профиля характерна для структуры, где зерна в области рентгеновской съемки имеют преимущественную ориентацию. В данном случае плоскостью ориентации является (211) – рефлекс на рис. 2, а, расположенный в области  $2\theta \approx 83^\circ$ . Это

связано с направленной кристаллизацией при получении слитка. Охлаждение и кристаллизация слитка начинались у стенки охлаждаемого тигля и распространялись вверх слитка.

Однофазное состояние сплава не исключает наличия дендритной ликвации в слитке, так как  $\beta$ -фаза может существовать в интервале концентраций от 36 до 100 % Nb. По данным ЭДМА, в объеме слитка среднее значение концентрации Nb составляло 42 %. Концентрация ниобия в дендритах превышала его концентрацию в междендритном пространстве (рис. 1, в). В дендритах концентрация Nb менялась от 42 до 45 %, а в междендритном пространстве – от 39 до 41 %. Таким образом, разность концентраций Nb в разных зонах дендритов достигала 6 %. Несмотря на небольшой разброс концентрации Nb и однофазный состав сплава, ликвация при последующей термической обработке приводила к формированию на участках, обедненных Nb, закалочных структур из  $\alpha''$ -фазы (пересыщенный твердый раствор Nb в Ti с орторомбической решеткой) [27].

Анализ строения образцов исследуемого сплава, полученных СЛС, показал неоднородность микроструктуры (рис. 3, а). Морфология зеренной структуры была связана с толщиной отдельно кристаллизовавшихся слоев материала. На участках с толщиной слоя менее 100 мкм наблюдалась структура, состоящая из равноосных зерен размером от 2 до 5 мкм (рис. 3, б). Слои с толщиной от 100 до 150 мкм имели эпитаксиальное строение и состояли из столбчатых кристаллитов с размером в поперечном сечении от 2 до 5 мкм и толщиной до 60 мкм (рис. 3, а).

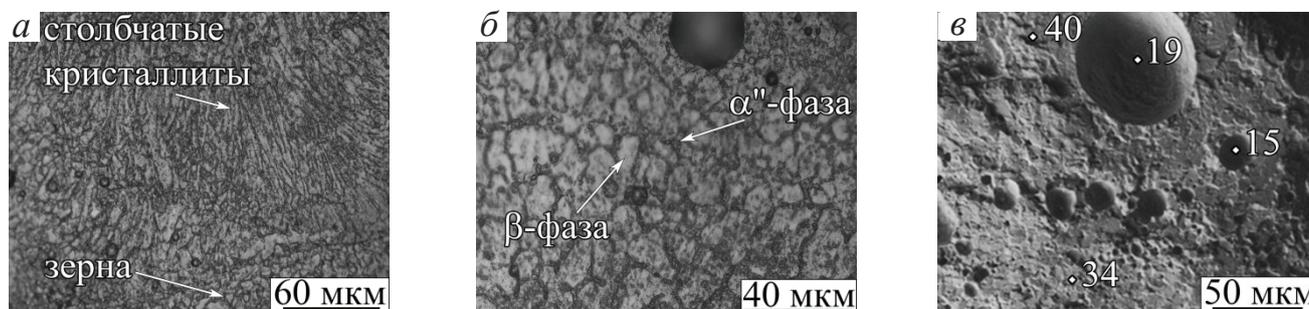


Рис. 3. Изображения микроструктуры (а, б, в) и результаты ЭДМА (г) образцов, полученных СЛС. На рисунке (г) указаны значения концентрации Nb в мас. % измеренные на поверхности в локальных местах, выделенных белыми точками

Fig. 3. Microstructure images (a, b, c) and EDMA-results (d) of SLM-ed specimens. At figure (d) Nb concentration values are in wt. % measured on the surface in local areas which are marked with white points

Размер и форма зерен несколько менялась в зависимости от местоположения участка и условий теплоотвода при кристаллизации. Данное строение характерно для сплавов титана, полученных с помощью аддитивных технологий [29].

В СЛС-образцах дендритная структура не формировалась. Зерно, растущее в сплаве, при его кристаллизации имеет форму, близкую к равноосной в том случае, когда интенсивность зародышеобразования преобладает над ростом дендритных ветвей. Этому способствуют высокие скорости охлаждения расплава. На основе измерения размеров образовавшихся зерен определено, что скорость охлаждения расплава при СЛС составляла около  $10^4$  °C/с [30].

Из-за малого размера объектов исследования (размер зерен структуры соизмерим с размером анализируемой площади) оценка методом ЭДМА внутрикристаллической ликвиации в зернах СЛС образцов проводилась следующим образом. Элементный анализ был сделан на изломах, в том числе на поверхности открывшихся при разрушении пор (рис. 3, в). На поверхности излома металлического материала определялось интегральное количественное соотношение компонентов сплава, так как анализируемая площадь составляла несколько квадратных микрометров, что соизмеримо с размером целого зерна. Так как поверхность поры образуется из совокупности границ зерен, то на поверхности пор определялось соотношение компонентов сплава, характерное для периферии зерен.

Количественное содержание ниобия на поверхности излома металлического материала в

среднем составляло 39 %. На поверхности пор концентрация Nb снижалась вплоть до 15 % (рис. 3, в). При такой концентрации Nb в сплаве в неравновесных условиях должна сформироваться  $\alpha''$ -фаза, существующая в интервале концентраций от 15 до 36 % [8]. Данное заключение подтвердил РСА. На рентгенограммах исследуемых образцов идентифицировались отражения как от плоскостей  $\beta$ -фазы, так и от  $\alpha''$ -фазы (рис. 2, б). Как и в слитке, полученном электродуговой плавкой, интенсивности пиков основной  $\beta$ -фазы были перераспределены, но не столь значительно, так как эпитаксиальный рост структурных элементов был характерен лишь для части формирующегося материала (рис. 3, а).

На оптическом изображении поверхности образцов после химического травления идентифицировались оба структурных компонента сплава – зерна  $\beta$ - и  $\alpha''$ -фаз (рис. 3, б). Результаты ранее проведенной просвечивающей электронной микроскопии подтвердили, что зерна микронных размеров образует основная  $\beta$ -фаза, а  $\alpha''$ -фаза локализована по границам  $\beta$ -зерен в виде более мелких структурных объектов с размером до 0,7 мкм [25].

Как показали структурные исследования, в продольном сечении образцов после ИПД сформировалась текстура (рис. 4, а), в поперечном сечении – вихревые структуры (рис. 4, б). Подобная структура характерна для материалов, сформированных в стесненных условиях методами ИПД [31, 32]. На металлографических снимках с малым увеличением заметен контраст темных и светлых участков (рис. 4, в).

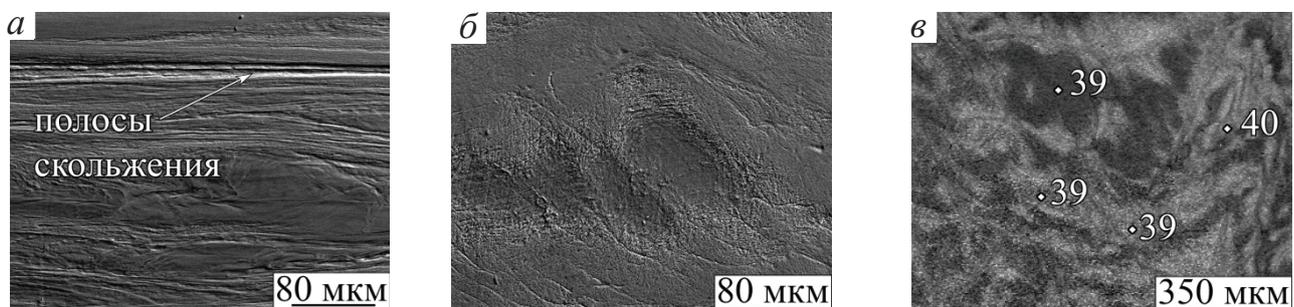


Рис. 4. РЭМ-изображения микроструктуры образцов после ИПД:

а – продольное сечение; б – поперечное сечение; в – результаты ЭДМА. На рисунке (в) указаны значения концентрации Nb в мас. %, измеренные на поверхности в локальных местах, выделенных белыми точками

Fig. 4. SEM-images of specimens' microstructure after SPD:

а – longitudinal section; б – transverse section; в – EDMA-results. At figure (в) Nb concentration values are in wt. % measured on the surface in local areas which are marked with white points

Наличие на поверхности шлифа участков с темным и светлым контрастом обусловлено неравномерным распределением структурных дефектов, возникающих при деформации [32]. Как видно на РЭМ-изображениях с большим увеличением, на поверхности сформировались области со светлым контрастом, состоящие из полос скольжения и значительно удлиненных зерен, а также области с темным контрастом, где в ходе пластической деформации сформировалась ультрамелкозернистая структура, в которой границы зерен не разрешаются в оптическом микроскопе. Данное заключение подтверждают ранее проведенные электронно-микроскопические исследования. Большая часть объема материала соответствует ультрамелкозернистому состоянию. Средний размер элементов структуры составил 0,3 мкм [27].

По данным РСА, после ИПД образцы имели следующий фазовый состав: основная  $\beta$ -фаза с небольшой долей второй фазы, идентифицированной как  $\alpha$ -фаза (твердый раствор Nb в Ti с гексагональной плотноупакованной решеткой) (рис. 2, в). В исходном состоянии закалки в роли второй фазы выступала неравновесная  $\alpha''$ -фаза [27]. ИПД привела к обратному  $\alpha'' \rightarrow \beta + \alpha$ -превращению [33]. Как видно на дифрактограмме, снятой с поперечного сечения образца после ИПД, плоскостью преимущественной ориентации является (200) – рефлекс на рис. 2, в, расположенный в области  $2\theta \approx 66^\circ$ . Такая форма профиля обусловлена особенностью последнего этапа деформации прокаткой. При многократном проходе прутка через ручьевые валки зерна приобретали преимущественную ориентацию и вытягивались вдоль направления прокатки.

По данным ЭДМА, внутрикристаллическая ликвация, сохраняющаяся в сплаве после закалки, устранялась в процессе ИПД. Разброс значений концентрации второго компонента сплава снижался с 6 % в слитке до 2 % после ИПД (рис. 4, в).

Анализ физико-механических свойств сплава в разном состоянии показал, что после электродуговой плавки по всему объему слитка среднее значение модуля упругости было равно 87 ГПа. Среднее значение нанотвердости составляло 3200 МПа. Наноиндентирование проводилось как в дендритах, так и в междендритном пространстве, но определить каким-либо образом

наличие ликвации по значениям физико-механических свойств не удалось. Можно предположить, что при однофазном строении исследуемого сплава ликвация не задает градиента свойств.

У сплава, полученного в условиях СЛС, значение модуля упругости составляло 90 ГПа. Нанотвердость по сравнению со значениями, полученными в слитке, возросла до 5700 МПа. Это обусловлено уменьшением размера структурных элементов сплава и выделением по границам и внутри зерен  $\beta$ -фазы дисперсных включений неравновесной  $\alpha''$ -фазы. Определить влияние ликвации на физико-механические свойства из-за малого размера структурных элементов было невозможно.

В состоянии закалки в слитке все неравновесные структуры имели низкие физико-механические свойства, что характерно для сплавов системы Ti–Nb [34]. Среднее значение модуля упругости составляло 75 ГПа, нанотвердости – 1800 МПа. В ходе ИПД незначительно возрастал модуль Юнга с 75 до 79 ГПа. Нанотвердость в сплаве увеличивалась до 3170 МПа. Упрочнение было связано с наклепом, характерным для всех методов пластической деформации.

Опираясь на полученные результаты и ранее выполненные исследования [25, 27], можно описать особенности строения сплава Ti–40 Nb, полученного в условиях кристаллизации после электродуговой плавки слитка и СЛС следующим образом. В обоих случаях процесс кристаллизации проходил по диффузионному механизму с формированием ликвации. При увеличении скорости охлаждения в процессе СЛС менялись условия формирования фазового состава и структуры сплава. В образующихся зернах с разностью концентраций Nb до 25 % наряду с  $\beta$ -фазой формировалась метастабильная  $\alpha''$ -фаза. Дендритная структура, характерная для слитка, в условиях СЛС трансформировалась в зеренную или эпитаксиальную. Несмотря на присутствие в структуре равноосных зерен и столбчатых кристаллитов, интервал разброса размеров зерен в поперечном сечении был невелик: 2...5 мкм. За счет измельчения структурных составляющих и выделений второй фазы нанотвердость сплава, полученного СЛС, возросла почти в два раза с сохранением значения модуля упругости, характерного для слитка, полученного дуговой плавкой.

Отметим, что результаты оценки модуля упругости методом невосстановленного отпечатка при наноиндентировании, примененным в работе, давали значения несколько выше, чем при оценке стандартными методами [35]. Поэтому можно говорить лишь о сравнительном анализе данной характеристики в сплаве, полученном разными методами.

При обработке сплава ИПД внутрикristаллическая ликвация устранялась. Пластическая деформация приводила к формированию в сплаве равновесных фаз в процессе обратного  $\alpha'' \rightarrow \beta + \alpha$ -превращения, а также ультрамелкозернистой структуры. Так как структурные превращения в исследуемом сплаве происходили одновременно с фазовыми превращениями, это способствовало дополнительному измельчению структуры. Упрочнение сплава, обусловленное ИПД, было значительно меньше, чем сплава, полученного в условиях высокоскоростного охлаждения при кристаллизации, также меньше и значение модуля упругости.

Сравнительный анализ структурно-фазового состояния сплава, полученного СЛС и ИПД, предполагает больший эффект упрочнения во втором случае. Это обусловлено наличием ультрамелкозернистой структуры, высокой плотности дислокационных ансамблей и большого числа мелкодисперсных частиц, что в совокупности должно в значительно большей степени приводить к упрочнению исследуемого сплава. Можно предположить, что большие значения нанотвердости образцов, полученных СЛС, обусловлены высокими внутренними напряжениями, формирующимися в сплаве в данных условиях получения. Это отчасти подтверждается тем, что наряду с большими значениями нанотвердости сплав имеет и большее значение модуля упругости на который, как известно, изменения в структуре влияют в последнюю очередь [36].

Наличие высоких внутренних напряжений в изделиях, полученных СЛС, является общим недостатком всех методов обработки металлов концентрированными потоками энергии и может быть решено с помощью последующей термической обработки, с помощью которой можно устранить в некоторой степени и сформировавшуюся внутрикristаллическую ликвацию.

## Выводы

1. В процессе селективного лазерного сплавления сплава Ti–40 Nb в его зеренной структуре формируется внутрикristаллическая ликвация в значительно бóльшей степени, чем при кристаллизации слитка, что обусловлено неравновесными условиями охлаждения расплава. В данных условиях наряду с  $\beta$ -фазой, в сплаве формируется метастабильная  $\alpha''$ -фаза.

2. Малый размер элементов структуры сплава, полученного СЛС, нивелирует возможную неоднородность физико-механических свойств при ликвации. Высокая микротвердость сплава обусловлена формированием внутренних напряжений, для снятия которых требуется термическая обработка.

3. Интенсивная пластическая деформация сплава, включающая в себя прессование в симметричный канал, многоосевую ковку и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим отжигом при 350 °С, приводит к устранению внутрикristаллической ликвации слитка, обратному  $\alpha'' \rightarrow \beta + \alpha$ -превращению и формированию ультрамелкозернистой структуры с оптимальным комплексом физико-механических свойств, необходимых для производства имплантатов.

## Список литературы

1. Microstructure and mechanical behavior of metal injection molded Ti-Nb binary alloy as biomedical material / D. Zhao, K. Chang, T. Ebel, H. Nie, R. Willumeit, F. Pyczak // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2013. – Vol. 28. – P. 71–182. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.08.013.
2. Niinomi M., Nakai M., Hieda J. Development of new metallic alloys for biomedical applications // *Acta Biomaterialia*. – 2012. – Vol. 8, iss. 11. – P. 3888–3903. – DOI: 10.1016/j.actbio.2012.06.037.
3. Microstructure and dry wear properties of Ti-Nb alloys for dental prostheses / L. Xu, S.L. Xiao, J. Tian, Y. Chen, Y. Huang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2009. – Vol. 19, iss. 3. – P. 639–644. – DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60124-0.
4. Structure and properties of micro-arc calcium phosphate coatings on pure titanium and Ti-40Nb alloy / Yu. Sharkeev, E. Komarova, M. Sedelnikova, Z. Sun, Q. Zhu, J. Zhang, T. Tolkacheva, P. Uvarkin // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2017. – Vol. 27, iss. 1. – P. 125–133. – DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60014-1.

5. Electrochemical corrosion behavior of a Ti-35Nb alloy for medical prostheses / A. Cremasco, W.R. Osório, C.M.A. Freire, A. Garcia, R. Caram // *Electrochimica Acta*. – 2008. – Vol. 53, iss. 14. – P. 4867–4874. – DOI: 10.1016/j.electacta.2008.02.011.
6. Beta Ti alloys with low Young's modulus / T. Ozaki, H. Matsumoto, S. Watanabe, S. Hanada // *Materials Transactions*. – 2004. – Vol. 45, iss. 8. – P. 2776–2779. – DOI: 10.2320/matertrans.45.2776.
7. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone / M. Niinomi, Y. Liu, M. Nakai, H. Liu, H. Li // *Regenerative Biomaterials*. – 2016. – Vol. 3, iss. 3. – P. 173–185. – DOI: 10.1093/rb/rbw016.
8. *Moffat D.L., Kattner U.R.* The stable and metastable Ti-Nb phase diagrams // *Metallurgical Transactions A*. – 1988. – Vol. 19, iss. 10. – P. 2389–2397. – DOI: 10.1007/BF02645466.
9. Плавка и литье титановых сплавов / А.Л. Андреев, Н.Ф. Аношкин, Г.А. Бочвар и др. – М.: Металлургия, 1994. – 368 с. – (Титановые сплавы).
10. *Губкин И.Н.* Заметки о технологии выплавки и переработки Nb-Ti слитков в прутки. – М.: ВНИИНМ, 2006. – 115 с.
11. Enhancement of mechanical properties of biocompatible Ti-45Nb alloy by hydrostatic extrusion / K. Ozaltin, W. Chrominski, M. Kulczyk, A. Panigrahi, J. Horky, M. Zehetbauer, M. Lewandowska // *Journal of Materials Science*. – 2014. – Vol. 49, iss. 20. – P. 6930–6936. – DOI: 10.1007/s10853-014-8397-7.
12. Mechanical properties, structural and texture evolution of biocompatible Ti-45Nb alloy processed by severe plastic deformation / A. Panigrahi, B. Sulkowskia, T. Waitza, K. Ozaltinc, W. Chrominskic, A. Pukenasd, J. Horkya, M. Lewandowskac, W. Skrotzkid, M. Zehetbauera // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2016. – Vol. 62. – P. 93–105. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.04.042.
- 13 Influence of testing orientation on mechanical properties of Ti45Nb deformed by high pressure torsion / B. Völker, N. Jäger, M. Calin, M. Zehetbauer, J. Eckert, A. Hohenwarter // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 114. – P. 40–46. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.10.035.
14. Phase transformations and mechanical properties of biocompatible Ti-16.1Nb processed by severe plastic deformation / A. Panigrahi, M. Bönisch, T. Waitz, E. Schafner, M. Calin, J. Eckert, W. Skrotzki, M. Zehetbauer // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 628. – P. 434–441. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.12.159.
15. Severe plastic deformation of Ti74Nb26 shape memory alloys / J. Ma, I. Karaman, B. Kockar, H.J. Maier, Y.I. Chumlyakov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528, iss. 25–26. – P. 7628–7635. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.051.
16. Texture evolution in a Ti-Ta-Nb alloy processed by severe plastic deformation / V.D. Cojocaru, D. Raducanu, T. Gloriant, I. Cinca // *JOM*. – 2012. – Vol. 64, iss. 5. – P. 572–581. – DOI: 10.1007/s11837-012-0312-6.
17. New developments of Ti-based alloys for biomedical applications / Y. Li, C. Yang, H. Zhao, S. Qu, X. Li, Y. Li // *Materials*. – 2014. – vol. 7, iss. 3. – p. 1709–1800. – DOI: 10.3390/ma7031709.
18. *Shahali H., Jaggessar A., Yarlagadda P. Kdv.* Recent advances in manufacturing and surface modification of titanium orthopaedic applications // *Procedia Engineering*. – 2017. – Vol. 174. – P. 1067–1076. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.01.259.
19. Production of porous  $\beta$ -type Ti-40Nb alloy for biomedical applications: comparison of selective laser melting and hot pressing / K. Zhuravleva, M. Bönisch, K.G. Prashanth, U. Hempel, A. Helth, T. Gemming, M. Calin, S. Scudino, L. Schultz, J. Eckert, A. Gebert // *Materials*. – 2013. – Vol. 6, iss. 12. – P. 5700–5712. – DOI: 10.3390/ma6125700.
20. Selective laser melting of Ti-45Nb alloy / H. Schwab, K.G. Prashanth, L. Lober, U. Kuhn, J. Eckert // *Materials*. – 2015. – Vol. 5, iss. 2. – P. 686–694. – DOI: 10.3390/met5020686.
21. Numerical study of mechanical properties of nanoparticles of  $\beta$ -type Ti-Nb alloy under conditions identical to laser sintering. Multilevel approach / A.Yu. Nikonov, A.M. Zharmukhambetova, A.V. Ponomareva, A.I. Dmitriev // *Physical Meso-mechanics*. – 2018. – Vol. 21, N 1. – P. 43–51.
22. Rationally designed meta-implants: a combination of auxetic and conventional meta-biomaterials / H.M.A. Kolken, Sh. Janbaz, S.M.A. Leeftang, K. Lietaert, H.H. Weinans, A.A. Zadpoor // *Materials Horizons*. – 2018. – Vol. 5, iss. 1. – P. 28–35. – DOI: 10.1039/c7mh00699c.
23. The biomimetic design and 3D printing of customized mechanical properties porous Ti6Al4V scaffold for load-bearing bone reconstruction / B. Zhang, X. Pei, C. Zhou, Y. Fan, Q. Jiang, A. Ronca, U. D'Amora, Y. Chen, H. Li, Y. Sun, X. Zhang // *Materials and Design*. – 2018. – Vol. 152. – P. 30–39. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.065.
24. Evaluation of physical and mechanical properties of structural components of Ti-Nb alloy / Zh.G. Kovalevskaya, M.A. Khimich, A.V. Belyakov, I.A. Shulepov // *Advanced Materials Research*. – 2014. – Vol. 1040. – P. 39–42. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1040.39.
25. Structural and phase state of Ti-Nb alloy at selective laser melting of the composite powder /

Yu.P. Sharkeev, A.Yu. Eroshenko, Zh.G. Kovalevskaya, A.A. Saprykin, E.A. Ibragimov, I.A. Glukhov, M.A. Khimich, P.V. Uvarin, E.V. Babakova // *Russian Physics Journal*. – 2016. – Vol. 59, iss. 3. – P. 430–434. – DOI: 10.1007/s11182-016-0790-z.

26. Исследование строения и фазового состава порошков Ti и Nb после механической активации / Ю.П. Шаркеев, Ж.Г. Ковалевская, М.А. Химич, Е.А. Ибрагимов, А.А. Сапрыкин, В.И. Яковлев, В.А. Батаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2016. – № 1 (70). – С. 42–51. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-1-42-51.

27. Microstructure and mechanical properties of Ti40Nb alloy after severe plastic deformation / Yu.P. Sharkeev, A.Yu. Eroshenko, I.A. Glukhov, Q. Zhu, A.I. Tolmachev // *AIP Conference Proceedings*. – 2014. – Vol. 1623, iss. 1. – P. 567–570. – DOI: 10.1063/1.4899008.

28. Strength and ductility-related properties of ultrafine grained two-phase titanium alloy produced by warm multiaxial forging / S. Zherebtsova, E. Kudryavtseva, S. Kostjuchenko, S. Malyshev, G. Salishcheva // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 536. – P. 190–196. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.12.102.

29. Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии / Н.Л. Савченко, А.В. Воронцов, В.Р. Утяганова, А.А. Елисеев, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 60–71. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71.

30. *Cantor B.* Rapidly quenched metals III. – Brighton: Metals Society, 1978. – 470 p.

31. Anisotropy of mechanical properties in high-strength ultra-fine-grained pure Ti processed via a complex severe plastic deformation route / I. Sabirov, M.T. Perez-Prado, J.M. Molina-Aldareguia, I.P. Semenova, G.Kh. Salimgareeva, R.Z. Valiev // *Scripta Materialia*. – 2011. – Vol. 64, iss. 1. – P. 69–72. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.006.

32. *Meredith C.S., Khan A.S.* Texture evolution and anisotropy in the thermo-mechanical response of UFG Ti processed via equal channel angular pressing // *International Journal of Plasticity*. – 2012. – Vol. 30. – P. 202–217. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.10.006.

33. Martensitic transformation, shape memory effect and superelasticity of Ti-Nb binary alloys / Y. Kim, Y. Ikehara, J.I. Kim, H. Yosoda, S. Miyazaki // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54, iss. 9. – P. 2419–2429. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.01.019.

34. Influence of cooling rate on microstructure of Ti-Nb alloy for orthopedic implants / C.R.M. Afonso, G.T. Aleixo, A.J. Ramirez, R. Caram // *Materials Science and Engineering: C*. – 2007. – Vol. 27, iss. 4. – P. 908–913. – DOI: 10.1016/j.msec.2006.11.001.

35. Effects of thermomechanical history and environment on the fatigue behavior of (β)-Ti-Nb implant alloys / A. Reck, S. Pilz, U. Thormann, V. Alt, A. Gebert, M. Calin, C. Heiss, M. Zimmermann // *MATEC Web of Conferences*. – 2018. – Vol. 165. – P. 06001. – DOI: 10.1051/mateconf/201816506001.

36. *Brandon D., Kaplan W.D.* Microstructural characterization of materials. – New York: John Wiley and Sons, 2013. – 552 p.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Structure of Ti-40Nb Alloy Formed with High-Energy Methods

Zhanna Kovalevskaya<sup>1, 2, a</sup>, Yurii Sharkeev<sup>1, 2, b</sup>, Margarita Khimich<sup>1, 3, c, \*</sup>,  
Anna Eroshenko<sup>1, d</sup>, Pavel Uvarkin<sup>1, e</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>3</sup> National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0003-3040-8851>, zhanna\_kovalevskaya@mail.ru, <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.tsc.ru,

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0001-5859-7418>, khimich@ispms.tsc.ru, <sup>d</sup> <http://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.tsc.ru,

<sup>e</sup> <http://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.tsc.ru

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 5 March 2019

Revised: 18 March 2019

Accepted: 11 April 2019

Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Ti-40Nb alloy

Arc melting

Selective laser melting

Severe plastic deformation

Microstructure

$\beta$ -phase

$\alpha''$ -phase

Segregation

Implants

#### Funding:

This work was performed under the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020, line of research III.23.2.2.

#### Acknowledgements:

Authors are grateful to Q. Zhu, A.A. Saprykin, E.A. Ibragimov, E.V. Babakova, I.A. Glukhov, I.A. Shulepov for their participation and results discussion.

### ABSTRACT

**Introduction.** Ti–40 wt. % Nb (Ti–40 Nb) is a non-conventional material for medical applications as it has low modulus of elasticity (50–60 GPa) which is of great importance for the mechanical compatibility of an implant with bone tissue. The progressive methods productions of finished items on Ti–40Nb alloy are severe plastic deformation (SPD) and selective laser melting (SLM). These methods have different nature and influence on phase composition, structure and properties of finished item. Due to this fact rigorous structural researches are required. **Aim of present study** is evaluation of structural characteristics of Ti–40 Nb alloy produced in conditions of high-energy influence via SPD and SLM methods, taking into account heterogeneity of elemental composition, which is caused by the structure formation conditions. **Object of research.** Alloy ingots were produced via electro-arc melting. SPD of quenched ingots was carried out via combined method including subsequent operations of pressing to symmetric channel, multiaxial forging and rolling. SLM of mechanically alloyed powder was carried out with VARISKAF-100MVS installation. **Research methods.** Specimens' structure was studied with the methods of optical and scanning electron microscopy, energy-dispersive microanalysis, X-ray diffraction analysis. Elastic modulus and nanohardness were estimated via unrestored print method. **Results.** It is shown that in the process of ingot's crystallization dendritic structure, consisting of  $\beta$ -phase with intracrystalline segregation and Nb concentration's difference up to 6 wt. %, is formed. After ingot's quenching  $\alpha''$ -phase's martensite structure is formed in Nb-depleted zones. Ingot's SPD leads to the elimination of segregation, to the reverse  $\alpha'' \rightarrow \beta + \alpha$  transformation and to the formation of ultrafinegrained structure with the optimal complex of physical mechanical properties required for the implants production. SLM forms structure, consisting of  $\beta$ -phase grains of micron size with interlays of nonequilibrium  $\alpha''$ -phase throughout the grains' boundaries. It is proposed to remove the formed in the alloy intracrystalline segregation with the difference of Nb concentrations up to 27 wt. % via subsequent thermal treatment. **Conclusion.** Two considered high-energy methods of medical implants production, which are SPD and SLM, have significant influence on the structure of Ti–40 Nb alloy. Character of the influence is defined with the method by itself and with the formed heterogeneity of elemental composition.

**For citation:** Kovalevskaya Zh.G., Sharkeev Yu.P., Khimich M.A., Eroshenko A.Yu., Uvarkin P.V. Structure of Ti-40Nb alloy formed with high-energy methods. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 124–135. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-124-135. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Khimich Margarita A., Junior Researcher, PhD Student  
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,  
 National Research Tomsk State University,  
 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation  
 Tel.: +7-952-884-04-25, e-mail: khimich@ispms.tsc.ru

## References

1. Zhao D., Chang K., Ebel T., Nie H., Willumeit R., Pyczak F. Microstructure and mechanical behavior of metal injection molded Ti-Nb binary alloy as biomedical material. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2013, vol. 28, pp. 171–182. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.08.013.
2. Niinomi M., Nakai M., Hieda J. Development of new metallic alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*, 2012, vol. 8, iss. 11, pp. 3888–3903. DOI: 10.1016/j.actbio.2012.06.037.
3. Xu L., Xiao S.L., Tian J., Chen Y., Huang Y. Microstructure and dry wear properties of Ti-Nb alloys for dental prostheses. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, vol. 19, iss. 3, pp. 639–644. DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60124-0.
4. Sharkeev Yu., Komarova E., Sedelnikova M., Sun Z., Zhu Q., Zhang J., Tolkacheva T., Uvarkin P. Structure and properties of micro-arc calcium phosphate coatings on pure titanium and Ti-40Nb alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, vol. 27, iss. 1, pp. 125–133. DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60014-1.
5. Cremasco A., Osório W.R., Freire C.M.A., Garcia A., Caram R. Electrochemical corrosion behavior of a Ti-35Nb alloy for medical prostheses. *Electrochimica Acta*, 2008, vol. 53, iss. 14, pp. 4867–4874. DOI: 10.1016/j.electacta.2008.02.011.
6. Ozaki T., Matsumoto H., Watanabe S., Hanada S. Beta Ti alloys with low Young's modulus. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45, iss. 8, pp. 2776–2779. DOI: 10.2320/matertrans.45.2776.
7. Niinomi M., Liu Y., Nakai M., Liu H., Li H. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone. *Regenerative Biomaterials*, 2016, vol. 3, iss. 3, pp. 173–185. DOI: 10.1093/rb/rbw016.
8. Moffat D.L., Kattner U.R. The stable and metastable Ti-Nb phase diagrams. *Metallurgical Transactions A*, 1988, vol. 19, iss. 10, pp. 2389–2397. DOI: 10.1007/BF02645466.
9. Andreev A.L., Anoshkin N.F., Bochvar G.A., et al. *Plavka i lit'e titanovykh splavov. Titanovye splavy* [Melting of titanium alloys. Titanium alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1994. 368 p.
10. Gubkin I.N. *Zametki o tekhnologii vyplavki i pererabotki Nb-Ti slitkov v prutki* [Notes about technology of melting and processing of Nb-Ti ingots into rods]. Moscow, VNIINM Publ., 2006. 115 p.
11. Ozaltin K., Chrominski W., Kulczyk M., Panigrahi A., Horky J., Zehetbauer M., Lewandowska M. Enhancement of mechanical properties of biocompatible Ti-45Nb alloy by hydrostatic extrusion. *Journal of Materials Science*, 2014, vol. 49, iss. 20, pp. 6930–6936. DOI: 10.1007/s10853-014-8397-7.
12. Panigrahi A., Sulkowskia B., Waitza T., Ozaltin K., Chrominski W., Pukenas A., Horkya J., Lewandowska M., Skrotzki W., Zehetbauer M. Mechanical properties, structural and texture evolution of biocompatible Ti-45Nb alloy processed by severe plastic deformation. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2016, vol. 62, pp. 93–105. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.04.042.
13. Völker B., Jäger N., Calin M., Zehetbauer M., Eckert J., Hohenwarter A. Influence of testing orientation on mechanical properties of Ti45Nb deformed by high pressure torsion. *Materials and Design*, 2017, vol. 114, pp. 40–46. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.10.035.
14. Panigrahi A., Bönisch M., Waitz T., Schafner E., Calin M., Eckert J., Skrotzki W., Zehetbauer M. Phase transformations and mechanical properties of biocompatible Ti-16.1Nb processed by severe plastic deformation. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 628, pp. 434–441. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.12.159
15. Ma J., Karaman I., Kockar B., Maier H.J., Chumlyakov Y.I. Severe plastic deformation of Ti74Nb26 shape memory alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, iss. 25–26, pp. 7628–7635. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.051.
16. Cojocaru V.D., Raducanu D., Gloriant T., Cinca I. Texture evolution in a Ti-Ta-Nb alloy processed by severe plastic deformation. *JOM*, 2012, vol. 64, iss. 5, pp. 572–581. DOI: 10.1007/s11837-012-0312-6.
17. Li Y., Yang C., Zhao H., Qu S., Li X., Li Y. New Developments of Ti-based alloys for biomedical applications. *Materials*, 2014, vol. 7, iss. 3, pp. 1709–1800. DOI: 10.3390/ma7031709.
18. Shahali H., Jaggessar A., Yarlagadda P. Kdv. Recent advances in manufacturing and surface modification of titanium orthopaedic applications. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 174, pp. 1067–1076. DOI: 10.1016/j.pro-eng.2017.01.259.
19. Zhuravleva K., Bönisch M., Prashanth K.G., Hempel U., Helth A., Gemming T., Calin M., Scudino S., Schultz L., Eckert J., Gebert A. Production of porous  $\beta$ -type Ti-40Nb alloy for biomedical applications: comparison of selective laser melting and hot pressing. *Materials*, 2013, vol. 6, iss. 12, pp. 5700–5712. DOI: 10.3390/ma6125700.
20. Schwab H., Prashanth K.G., Lober L., Kuhn U., Eckert J. Selective laser melting of Ti-45Nb alloy. *Materials*, 2015, vol. 5, iss. 2, pp. 686–694. DOI: 10.3390/met5020686.



21. Nikonov A.Yu., Zharmukhambetova A.M., Ponomareva A.V., Dmitriev A.I. Numerical study of mechanical properties of nanoparticles of  $\beta$ -type Ti-Nb alloy under conditions identical to laser sintering. Multilevel approach. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, no. 1, pp. 43–51.
22. Kolken H.M.A., Janbaz Sh., Leeftang S.M.A., Lietaert K., Weinans H.H., Zadpoor A.A. Rationally designed meta-implants: a combination of auxetic and conventional meta-biomaterials. *Materials Horizons*, 2018, vol. 5, iss. 1, pp. 28–35. DOI: 10.1039/c7mh00699c.
23. Zhang B., Pei X., Zhou C., Fan Y., Jiang Q., Ronca A., D'Amora U., Chen Y., Li H., Sun Y., Zhang X. The biomimetic design and 3D printing of customized mechanical properties porous Ti6Al4V scaffold for load-bearing bone reconstruction. *Materials and Design*, 2018, vol. 152, pp. 30–39. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.065.
24. Kovalevskaya Zh.G., Khimich M.A., Belyakov A.V., Shulepov I.A. Evaluation of physical and mechanical properties of structural components of Ti-Nb alloy. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 1040, pp. 39–42. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1040.39.
25. Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Kovalevskaya Zh.G., Saprykin A.A., Ibragimov E.A., Glukhov I.A., Khimich M.A., Uvarkin P.V., Babakova E.V. Structural and phase state of Ti-Nb alloy at selective laser melting of the composite powder. *Russian Physics Journal*, 2016, vol. 59, iss. 3, pp. 430–434. DOI: 10.1007/s11182-016-0790-z.
26. Sharkeev Yu.P., Kovalevskaya Zh.G., Khimich M.A., Ibragimov E.A., Saprykin A.A., Yakovlev V.I., Baetaev V.A. Investigation of the structure and phase composition of Ti and Nb powders after mechanical activation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 1 (70), pp. 42–51. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-1-42-51. (In Russian).
27. Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., Zhu Q., Tolmachev A.I. Microstructure and mechanical properties of Ti40Nb alloy after severe plastic deformation. *AIP Conference Proceedings*, 2014, vol. 1623, iss. 1, pp. 567–570. DOI: 10.1063/1.4899008.
28. Zherebtsova S., Kudryavtseva E., Kostjuchenkova S., Malyshev S., Salishcheva G. Strength and ductility-related properties of ultrafine grained two-phase titanium alloy produced by warm multiaxial forging. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 536, pp. 190–196. DOI: 10.1016/j.msea.2011.12.102.
29. Savchenko N.L., Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Eliseev A.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Features of the structural-phase state of the alloy Ti-6Al-4V in the formation of products using wire-feed electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 60–71. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71. (In Russian).
30. Cantor B. *Rapidly quenched metals III*. Brighton, Metals Society, 1978. 470 p.
31. Sabirov I., Perez-Prado M.T., Molina-Aldareguia J.M., Semenova I.P., Salimgareeva G.Kh., Valiev R.Z. Anisotropy of mechanical properties in high-strength ultra-fine-grained pure Ti processed via a complex severe plastic deformation route. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 64, iss. 1, pp. 69–72. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.006.
32. Meredith C.S., Khan A.S. Texture evolution and anisotropy in the thermo-mechanical response of UFG Ti processed via equal channel angular pressing. *International Journal of Plasticity*, 2012, vol. 30, pp. 202–217. DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.10.006.
33. Kim Y., Ikehara Y., Kim J.I., Yosoda H., Miyazaaki S. Martensitic transformation, shape memory effect and superelasticity of Ti-Nb binary alloys. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, iss. 9, pp. 2419–2429. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.01.019.
34. Afonso C.R.M., Aleixo G.T., Ramirez A.J., Caram R. Influence of cooling rate on microstructure of Ti-Nb alloy for orthopedic implants. *Materials Science and Engineering: C*, 2007, vol. 27, iss. 4, pp. 908–913. DOI: 10.1016/j.msec.2006.11.001.
35. Reck A., Pilz S., Thormann U., Alt V., Gebert A., Calin M., Heiss C., Zimmermann M. Effects of thermomechanical history and environment on the fatigue behavior of ( $\beta$ )-Ti-Nb implant alloys. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 165, p. 06001. DOI: 10.1051/mateconf/201816506001.
36. Brandon D., Kaplan W.D. *Microstructural characterization of materials*. New York, John Wiley and Sons, 2013. 552 p.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Распределение температуры по оси стального образца при скольжении с токосъемом по стальному контртелу

Марина Алеутдинова<sup>a,\*</sup>, Виктор Фадин<sup>b</sup>, Валерий Рубцов<sup>c</sup>

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

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0003-4940-9221>, [aleut@ispms.ru](mailto:aleut@ispms.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0002-5028-1002>, [fvv@ispms.ru](mailto:fvv@ispms.ru),  
<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.891:621.762

#### История статьи:

Поступила: 08 апреля 2019  
 Рецензирование: 19 апреля 2019  
 Принята к печати: 25 апреля 2019  
 Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Скользкий электрический контакт  
 Термография  
 Распределение температур  
 Коэффициент излучения

#### Финансирование

Исследование выполнено в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Знание температурного поля в окрестности контакта деталь/инструмент может быть полезным при оптимизации процесса металлообработки. Инфракрасная термография является удобным способом получения распределения температуры. Этот метод широко используется при тепловом контроле. Представляется целесообразным выяснить применимость метода инфракрасной термографии для определения характера распределения температуры в зоне контакта деталь/инструмент. Представляет научный интерес сравнение распределения температур, полученных с помощью тепловизора и термопар в зоне модельного контакта деталь/инструмент. Предположено, что скольжение стального стержня по стальному кольцу может служить приближением к скольжению стального шара, выглаживающего поверхности металлических деталей. Температуру контакта можно изменять с помощью электрического тока. **Цель работы:** изучение особенностей распределения температуры по оси стального стержня, скользящего по стальному контртелу под воздействием электрического тока с применением инфракрасной термографии и с помощью термопар. **Материалы и методики.** Моделью инструмента служила наклепанная сталь марки Ст3 (Fe–0,2%С) твердостью *HB* 274. Скользящий электроконтакт осуществлен без смазки по схеме скольжения «pin-on-ting» при давлении  $p = 0,13$  МПа и скорости скольжения  $v = 5$  м/с. Сталь 45 (50 HRC) служила контртелом. Измерение температур проведено термопарами, прикрепленными к стержню точечной сваркой, и с помощью тепловизора FLIR A655 sc. **Результаты и обсуждение.** Показано, что при измерении температур тепловизором в условиях скользящего электрического контакта распределение температуры вдоль оси стержня имело нелинейный характер с относительно высокими (до 600 К/см) градиентами температуры в зоне контакта. Измерение температур на оси стержня термопарами при скольжении в этих же условиях показало линейное распределение температур с невысокими (около 100 К/см) градиентами температуры в зоне контакта. Протекание тока по стержню при отсутствии скольжения также сопровождалось линейным распределением температур. Предположено, что нелинейность поля температур при его съемке тепловизором обусловлена трудностью установки правильного значения коэффициента излучения. Этот коэффициент зависит от присутствия оксидов, шероховатости и других параметров состояния излучающей поверхности. Боковая поверхность образца с высокой температурой в зоне скользящего контакта имела состояние, отличное от состояния той же самой боковой поверхности в зоне крепления образца к его держателю. Поэтому коэффициент излучения, заданный для состояния поверхности в зоне скользящего образца, не соответствовал состоянию поверхности в зоне держателя образца. Возможные значения коэффициента излучения (около 0,7), соответствующие температуре контакта около 400 °С, были получены путем экспериментальной оценки коэффициентов конвективной и радиационной теплоотдачи. Отмечено, что точное поле температур можно получить с помощью тепловизора только после трудоемкой калибровки коэффициента излучения и подготовки поверхности образца. Сделан вывод об ограниченной возможности применения инфракрасной термографии в условиях скользящего контакта деталь/инструмент и тепловой контроль этого контакта предлагается осуществлять с помощью термопар.

**Для цитирования:** Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Рубцов В.Е. Распределение температуры по оси стального образца при скольжении с токосъемом по стальному контртелу // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 136–144. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-136-144.

## Введение

Некоторые виды обработки металлов (токарные и фрезерные работы, поверхностная пластическая деформация, шлифование и др.) сопровождаются повышением температуры до

#### \*Адрес для переписки

Алеутдинова Марина Ивановна, к.т.н., н.с.  
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
 пр. Академический, 2/4,  
 г. Томск, 634055, Россия  
 Тел.: 8 (3822) 28-68-15, e-mail: [aleut@ispms.ru](mailto:aleut@ispms.ru)

250...1000 °С в контакте деталь/образец [1–4]. Знание этих температур и распределение температуры в окрестности контакта могут быть полезны для оптимизации режима обработки детали. Распределение температур в обрабатываемой детали и в обрабатывающем инструменте может быть найдено контактными (например термопарами [5–7]) или бесконтактными (например тепловизором [8–11]) способами. В общем случае показания тепловизора зависят от температуры объекта, его излучательных и отражательных свойств, температуры посторонних излучателей, прозрачности атмосферы. Иногда это затрудняет интерпретацию результатов съемки в терминах температуры. Измеряемая температура зависит также от коэффициента излучения (степени черноты)  $\varepsilon$ . Поверхностные флуктуации  $\varepsilon$  и его низкие значения ( $\varepsilon < 0,7$ ) могут вызвать появление ложных сигналов. Эти сигналы могут возникнуть также от царапин, окислов, грязи, краски и т. п. Рекомендуют измерять температуру металлов после нанесения на их поверхность хорошо излучающих покрытий: черной краски, сажи и т. п. Коэффициент  $\varepsilon$  зависит от толщины покрытия [11]. Видно, что эти факторы могут вызвать погрешность значений температуры, измеряемой тепловизором. Инфракрасная термография является удобным способом для наблюдения тепловых полей объектов по сравнению с применением термопар. Поэтому представляет научный интерес изучение вероятных искажений поля температур в обрабатываемых деталях при применении тепловизора. Скольжение стального стержня по цилиндрической стальной поверхности может служить приближением к скольжению шара, выглаживающего поверхности металлических деталей [2, 3]. Кроме того, представляет интерес воздействие на поверхность детали не высоким давлением [2] и не вибрацией шара [3] в контакте, а электрическим током. Температура образца и температура его поверхности контакта может быть изменена с помощью электрического тока.

Целью настоящей работы является изучение особенностей распределения температуры по оси стального стержня и изменения средней температуры контакта стального модельного образца при скольжении по стальному контртелу под воздействием электрического тока.

## Методика исследований

Моделью инструмента служил стержень из стали Ст3 (Fe–0,2 %C) твердостью  $HB = 2740$  МПа. Площадь сечения образцов составляла  $10 \text{ мм}^2$  (2,5 мм × 4 мм). Скользящий электроконтакт выполнен на машине трения СМТ-1 без смазки по схеме скольжения «pin-on-ting» при давлении  $p = 0,13$  МПа и скорости скольжения  $v = 5$  м/с (рис. 1). Сталь 45 (50 HRC) служила контртелом. Контактная плотность тока была рассчитана как  $j = i/A_a$ , где  $i$  – ток, протекающий через номинальную площадь контакта  $A_a$ .

Распределение температуры вдоль оси образца было определено с помощью тепловизора FLIR A655 sc. Показания тепловизора были калиброваны по одной термопаре, расположенной на расстоянии 3 мм от поверхности контакта и прикрепленной к образцу точечной сваркой. Была принята во внимание рекомендация избегать термографирования неокрашенных металлических поверхностей [11]. Боковая поверхность образца, назначенного для ИК-термографии, была покрыта суспензией состава лак + порошковый графит. Максимум в распределении температуры наблюдался на поверхности скольжения образца и являлся средней температурой поверхности образца  $T_s$ .

Контактный метод определения температур был осуществлен с помощью пяти термопар, которые были прикреплены к оси образца точечной сваркой на разных расстояниях  $y$  от поверхности контакта (см. рис. 1). Это позволило найти распределение температуры  $T_2(y)$  вдоль оси  $y$  образцов. Температуры поверхности трения  $T_s$  для каждой плотности тока  $j$  определены путем линейной экстраполяции на поверхность скольжения (расстояние от держателя образца до поверхности контакта  $y_{\max} = 0,85$  см, рис. 1 и 2).

## Результаты и их обсуждение

Температуры на оси стального стержня, найденные с применением пяти термопар, линейно увеличивались при увеличении расстояния  $y$  от держателя образца  $H$  (рис. 2, [12]). Видно также, что  $(T_s - T_2) < 100$  °С при любой плотности тока ( $T_2$  – температура любой точки на оси  $y$  образца). Зависимость температуры  $T_2(y)$  вдоль оси аналогичного образца, полученное с применением

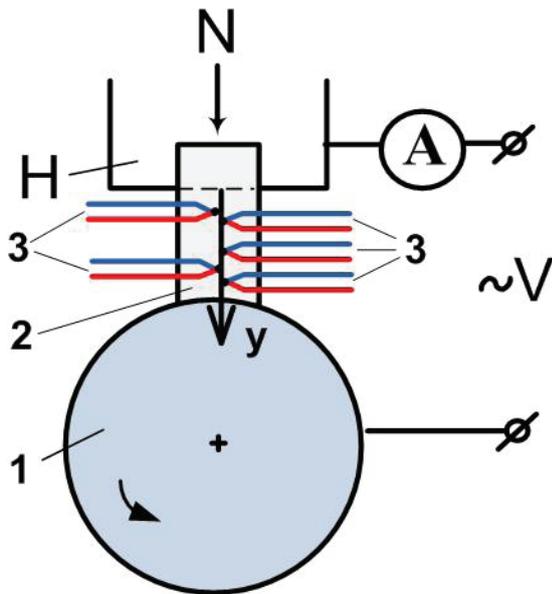


Рис. 1. Расположение термопар на стальном стержне в скользящем контакте типа «pin-on-ring»:

1 – контртело; 2 – образец (сталь Ст3); 3 – термопары; H – держатель образца

Fig.1 Arrangement of thermocouples on a rod in the sliding contact like “pin-on-ring”:

1 – a counterbody; 2 – a sample (AISI steel 1020); 3 – thermocouples; H – the sample holder

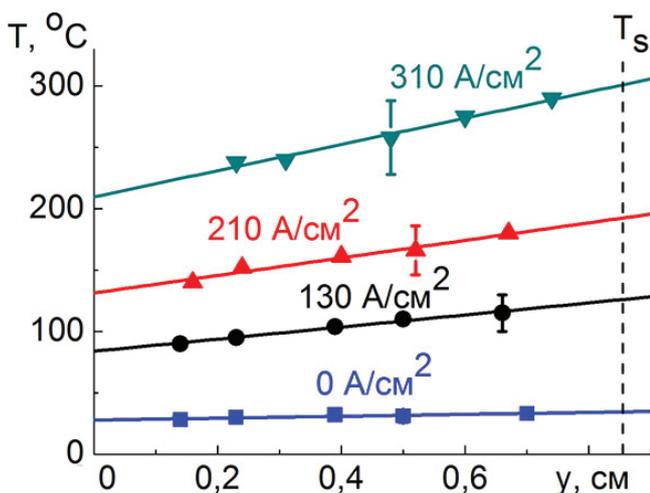


Рис. 2. Распределение температуры вдоль оси y образца стали Ст3 при разных плотностях тока (получено с помощью пяти термопар) [12]

Fig. 2 Distribution of temperature along an axis of AISI steel 1020 sample at the different current densities (it was received using five thermocouples) [12]

тепловизора, тоже имеет линейный участок в окрестности около 0,2 см от поверхности скольжения (0,6 см от H). Однако в целом полученные кривые  $T_2(y)$  имеют нелинейность. Это видно на примере распределения температур  $T_2(y)$  для плотностей тока 170 и 450 А/см<sup>2</sup> (рис. 3). Видно также, что разность  $T_s - T_2$  при измерении тепловизором может быть больше 200 К. Следует отметить, что градиент температуры у поверхности скольжения по данным тепловизора заметно выше, чем аналогичный градиент по данным термопар.

Было предположено, что кривые (рис. 3) подчиняются экспоненциальному закону, т. е.  $T_2(y) - T_0 = (T_s - T_0) \exp(-by)$ , где  $b$  не зависит от интенсивности изнашивания  $I_h$  ( $T_0$  – температура окружающей среды). Это соответствует стационарному распределению температуры в полубесконечном стержне с постоянным источником тепла на торце. Тогда для любых двух точек оси образца, расположенных на расстояниях  $y_1$  и  $y_2$  от поверхности контакта (рис. 3), можно

найти  $b = [\ln(\Delta T(y_1) / \Delta T(y_2))] / (y_2 - y_1)$ . Параметр  $b$  должен быть постоянным для конкретного материала при любых значениях  $y$  и заданной плотности тока  $j$ . В настоящей работе параметр  $b$  способен принимать различные значения в зависимости от значений  $y$ . Это значит, что темпера-

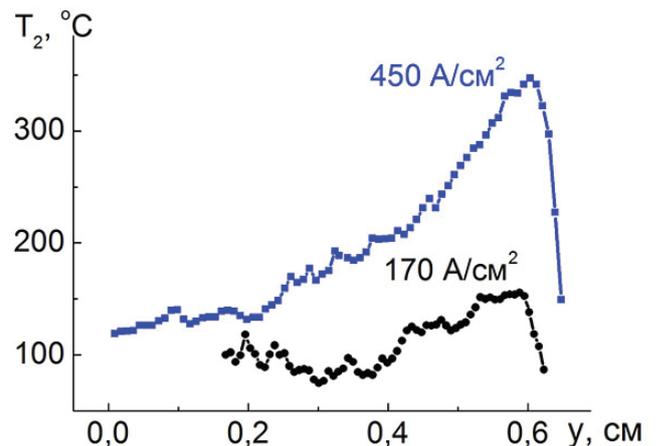


Рис. 3. Зависимость температуры на оси y образца стали Ст3 от расстояния до поверхности трения при  $j = 170 \text{ A/cm}^2$  и  $j = 450 \text{ A/cm}^2$  (получено с применением тепловизора)

Fig. 3. Dependence of temperature on an axis of AISI steel 1020 sample versus distance to the sliding surface at  $j = 170 \text{ A/cm}^2$  and  $j = 450 \text{ A/cm}^2$  (it was received using thermal imager)

тура на оси образца-стержня была распределена не по экспоненте в настоящих условиях.

Токовая зависимость температуры контакта  $T_s(j)$ , измеренная с помощью пяти термопар (рис. 4, кривая ТП [12]), близка к зависимости  $T_s(j)$ , полученной с применением тепловизора (рис. 4, кривая ТВ) в интервале  $T_s < 300$  °С. Видно также, что при  $j > 300$  А/см<sup>2</sup> наклон кривых  $T_s(j)$  резко уменьшается, т. е. уменьшается производная  $\partial T_s / \partial j$ . Это связано с началом катастрофического изнашивания образца из стали Ст3 в данных условиях. Низкая производная  $\partial T_s / \partial j$  позволяет предположить, что температура  $T_s$  на поверхности образца не превышает 400 °С в режиме катастрофического изнашивания при любой  $j$ .

Возможность проявления нелинейного распределения температуры вдоль оси образца была изучена путем закрепления удлиненного стального стержня в держателе  $H$  (см. схему, рис. 1) и в имитаторе контртела 9, между которыми протекал электрический ток (рис. 5). Для корректности проведения эксперимента площадь сечения стержня составляла 10 мм<sup>2</sup> (2,5 мм × 4 мм). Увеличение расстояния  $y$  от держателя  $H$  в пределах длины скользящего образца (до 8,5 мм, рис. 6) сопровождалось линейным увеличением температуры  $T_2$  (по показаниям термопар 1–3, рис. 5). На концах удлиненного стержня происходит теплоотвод по закону теплопроводности

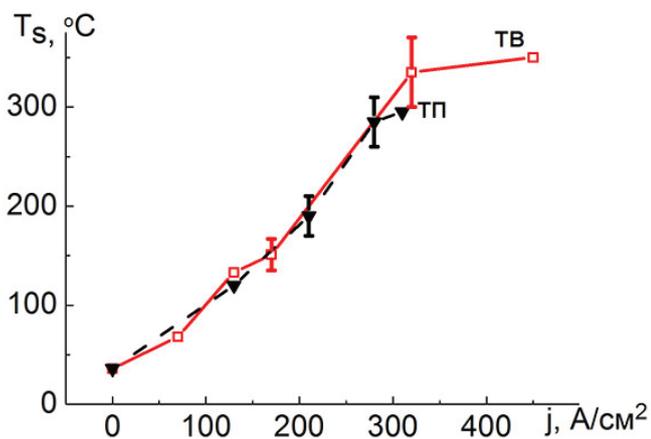


Рис. 4. Токовые зависимости средней температуры контакта, определенные тепловизором (кривая ТВ) и термопарами (кривая ТП)

Fig. 4. The current dependences of average contact temperature determined by the thermal imager (TV curve) and by the thermocouples (curve TP)

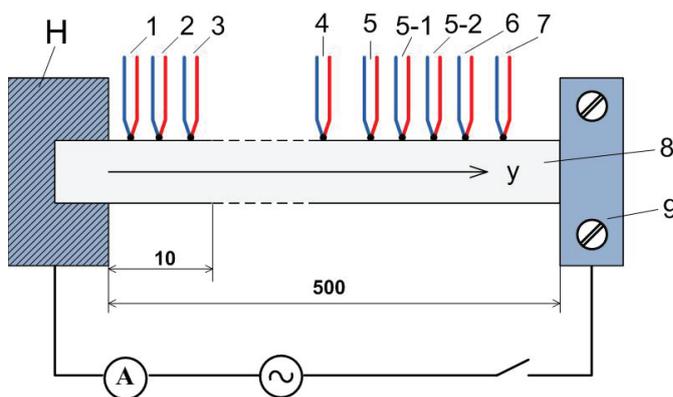


Рис. 5. Электрическая схема для нагрева удлиненного стержня стали Ст3:

$H$  – держатель образца; 1–7 – термопары; 8 – стержень; 9 – имитатор контртела

Fig. 5. The electric circuit for heating of extended AISI steel 1020 rod:

$H$  – the holder of a sample; 1–7 – thermocouples; 8 – rod; 9 – the counterbody simulator

Фурье  $q_F = \lambda \text{grad} T_2$  и температура здесь ниже, чем в середине стержня. Поэтому общее распределение температуры в стержне имеет экстремум. Это значит, что существует участок стержня (между термопарами 5 и 6, рис. 5), где температура не изменяется и теплоотвод происходит только от боковой поверхности стержня по закону Ньютона–Рихмана  $q_c = \alpha_c(T_2 - T_0)$  за счет конвекции и по закону Стефана–Больцмана  $q_r = \alpha_r(T_2 - T_0) = \epsilon \sigma (T_2^4 - T_0^4)$  за счет излучения.

Здесь  $q_F, q_c, q_r$  – плотности тепловых потоков по законам Фурье, Ньютона–Рихмана и Стефана–Больцмана;  $\sigma$  – постоянная Стефана–Больцмана;  $\alpha_r$  и  $\alpha_c$  – коэффициенты радиационной и конвективной теплоотдачи. Коэффициент  $\alpha$  полной теплоотдачи от боковой стенки образца ( $\alpha = \alpha_r + \alpha_c$ ) определен на этом участке стержня длиной около 3 см.

Коэффициент  $\alpha$  зависит от формы, размеров и ориентации поверхности в пространстве, от физических свойств поверхности, от свойств окружающей среды, от температурного напора  $(T_2 - T_0)$  и принимает значения в спокойном воздухе  $\alpha_c = 5 \dots 25$  Вт/м<sup>2</sup> · К [13]. Коэффициент  $\alpha$  может быть определен из равенства плотности теплового потока через боковую поверхность  $q = \alpha(T_2 - T_0)$  и плотности теплового потока, выделяющего при протекании тока  $q = j^2 \rho A_d / P$ , где  $\rho, A_d, P$  – удельное электросопротивление,

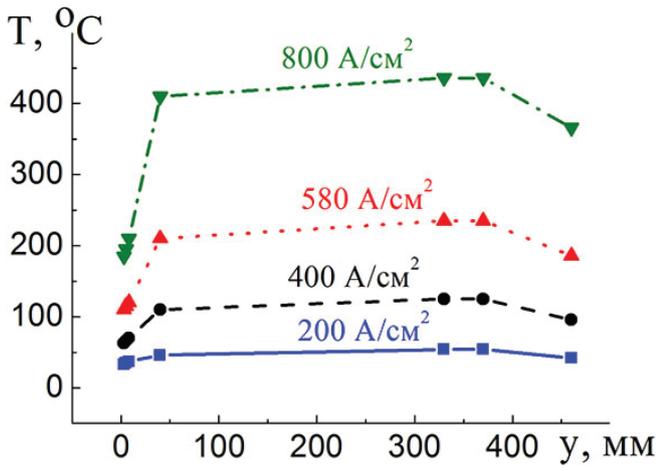


Рис. 6. Распределение температуры по оси удлиненного стержня из стали Ст3 при разных плотностях тока

Fig. 6. Temperature distribution on an axis of the extended steel rod at the different current densities

площадь поперечного сечения и периметр сечения стержня. Отсюда  $\alpha = j^2 \rho A_a / (T_2 - T_0) P$ . Видно (рис. 7), что коэффициент  $\alpha$  увеличивается при  $T_2 = 0 \dots 150^\circ\text{C}$  и принимает значение  $\alpha \approx 25 \text{ Вт/м}^2 \cdot \text{К}$ . Однако в зоне влияния закона Фурье (около держателя  $H$ , рис. 1 и 5), где  $T_2$  имеет относительно низкие значения,  $\alpha$  может увеличиться до  $60 \text{ Вт/м}^2 \cdot \text{К}$ .

Коэффициент радиационной теплоотдачи  $\alpha_r = \varepsilon \sigma (T_2^4 - T_0^4) / (T_2 - T_0)$  зависит от коэффициента излучения  $\varepsilon$ . Он может иметь низкие значения для гладких стальных поверхностей без окислов, например,  $\varepsilon = 0,25 \dots 0,45$  [14]. Его значения для окисленных и шероховатых поверхностей могут достигать значений до  $\varepsilon = 0,8 \dots 0,95$ . В настоящем случае при  $\varepsilon > 0,7$  реализуется  $\alpha_r > \alpha$ , что невозможно. Поэтому в настоящей работе было сделано допущение, что  $\varepsilon$  возрастает с ростом температуры по закону  $\varepsilon = 0,3 + 10^{-3} T$  (рис. 7), т. е. при  $T_s = 400^\circ\text{C}$  на боковой поверхности стержня выполняется  $\varepsilon = 0,7$ . Возрастание  $\varepsilon$  с ростом температуры является общим явлением [8]. В настоящем случае это может быть связано с появлением шероховатости лакового покрытия или с окислением боковой поверхности стального стержня при  $T_2 > 200^\circ\text{C}$ . Коэффициент  $\alpha_c$  конвективной теплоотдачи изменяется как  $\alpha_c = \alpha - \alpha_r$  (рис. 7). Видно, что при  $T_2 > 300^\circ\text{C}$  теплоотдача за счет излучения выше, чем конвективная теплоотдача. Значения  $\alpha$  около держателя  $H$  могут

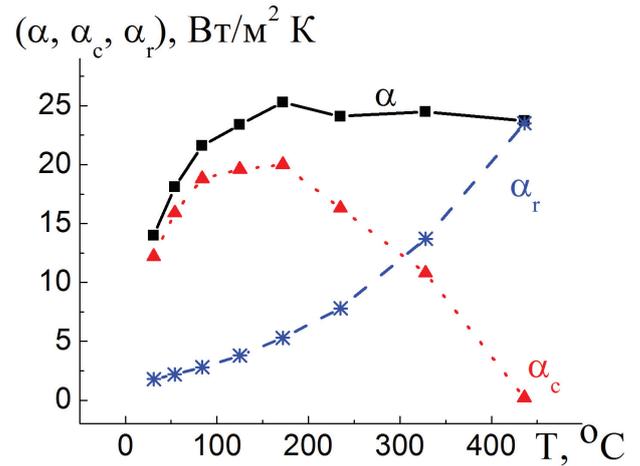


Рис. 7. Температурные зависимости коэффициентов полной ( $\alpha$ ), радиационной ( $\alpha_r$ ) и конвекционной ( $\alpha_c$ ) теплоотдачи

Fig. 7. Temperature dependences of full ( $\alpha$ ), radiation ( $\alpha_r$ ) and convection ( $\alpha_c$ ) heat transfer coefficients

быть выше ( $\alpha \approx 60 \text{ Вт/м}^2 \cdot \text{К}$ ) и указывают на то, что  $\alpha_c$  и  $\alpha_r$  имеют более высокие значения, чем представленные на рис. 7. Поэтому коэффициент излучения может иметь значения  $\varepsilon > 0,7$ .

Следует отметить, что между термопарами 5 и 6, приваренными к стержню точечной сваркой (рис. 5), были расположены термопара 5-1 (прикрепленная к стержню тонкой проволокой) и термопара 5-2 (прижата к стержню грузом 10 Н). Значения температур от термопар 5 и 6 были равны ( $T_{(5)} = T_{(6)}$ ). Было установлено, что температуры, измеренные термопарами 5-1 и 5-2, были различны, т. е.  $T_{(5-1)} = 0,65 \dots 0,75 T_{(5)}$  и  $T_{(5-2)} = 0,79 \dots 0,84 T_{(5)}$ . Это значит, что способ крепления термопары к образцу влияет на значение измеряемой температуры.

Линейное распределение температуры на оси стального стержня возле держателя  $H$  в процессе трения (см. рис. 1), наблюдаемое с помощью пяти термопар, и в стационарных условиях (рис. 5), указывает на низкую вероятность реализации другого типа распределения температур. Поэтому нелинейность кривой  $T_2(y)$ , полученной с помощью тепловизора в условиях трения, должна быть проанализирована. В первую очередь следует учитывать, что неконтактные методы определения температур должны быть обеспечены надежной калибровкой датчиков температуры. В настоящем случае диапазон измеряемых температур контакта до  $400^\circ\text{C}$  соответствует диапазону коэффициента излучения  $\varepsilon = 0,3 \dots 0,7$ .

Изменение  $T_2(y)$  при увеличении  $y$  до поверхности скольжения может достигать 100 °С (рис. 2). Это соответствует изменению  $\Delta \varepsilon = 0,1$  по длине образца в соответствии с приближениями настоящей работы. Одновременное задание  $\varepsilon$  для  $y = 0$  см и  $\varepsilon$  для  $y = 0,85$  см не является возможным. Это может быть одной из причин получения повышенной температуры на поверхности контакта и появления погрешностей в определении температуры. Следует ожидать, что при  $T_2 > 200$  °С лаковое покрытие на образце может увеличить излучение за счет коробления, увеличения шероховатости, частичного химического разложения, частичного окисления, уменьшения толщины лакового покрытия и т. п. Это также приведет к погрешностям измерения температуры. Калибровка датчика температуры по термопаре, прижатой к металлу, также должна вызвать отличие измеряемой температуры от истинной. Не исключено, что существуют другие причины, вызывающие отличие измеренных температур от истинной температуры. Можно заключить, что получение истинного распределения температур в скользящем контакте с помощью тепловизора требует проведения большой предварительной подготовки. Это не всегда является целесообразным, поэтому получаемое тепловое поле можно принять только на уровне оценки.

Расчитанные температуры контакта получены с применением различных приближений, могут служить только как ориентиры и не представляют интерес для настоящей работы [4, 15–18]. Кроме того, иногда можно ожидать, что экспериментальное измерение температуры термопарами будет выполнено быстрее и точнее [5–7, 19]. Изучение теплового поля с помощью тепловизора может быть эффективным [8–11, 20, 21]. Но представляется целесообразным контролировать эти результаты показаниями термопар. В некоторых случаях, когда отсутствует возможность обеспечения удовлетворительного контакта термопары с объектом исследования (с керамикой и т.п.), прижим термопары к объекту с любой силой приведет к наблюдению заниженных значений температуры. В этих случаях следует вводить поправку из равенства: температура измеренная равна 0,79...0,84 температура фактическая, как показано выше. Отсюда следует, что точечная сварка обеспечивает наиболее удовлетворительный контакт термопары с

металлом и позволяет найти температуру с минимальной погрешностью в данных условиях.

Значения температур, возникающих в контакте при обработке поверхностей [1–3], часто близки к значениям температур, представленным на рис. 2. Такие температуры контакта обычно способствуют оптимизации фрезерования трудно обрабатываемых сталей (например, сталей 12X18H9T, 110Г13 и т. п.). Однако при обработке путем поверхностной пластической деформацией таких сталей (например, выглаживание – контакт шара с поверхностью детали или другие виды финишной обработки) температуры до 400 °С могут вызвать выгорание смазки, окисления, появление структурных изменений поверхности контакта и ее разрушение. Расчет тепловых полей не учитывает этих эффектов. Поэтому экспериментальное определение распределения температуры в зоне контакта представляется полезным действием для контроля этих расчетов. В этом случае контактные методы определения температур следует считать более надежными, чем бесконтактные.

## Выводы

Сухое скольжение стального стержня по стальному контртелу под воздействием электрического тока сопровождается линейным распределением температуры по оси стержня, если температура измерена термопарами. Температурное поле этого же стержня в аналогичных условиях трения, определенное с помощью тепловизора, имело нелинейный характер. Линейное распределение температур на оси образца, включенного в электрическую цепь, наблюдалось также с помощью термопар при отсутствии трения. Поэтому нелинейное распределение температур, полученное с помощью тепловизора, было объяснено принципиальной невозможностью одновременно без погрешностей измерить температуры, которые резко различаются на краях образца. Это связано с изменением коэффициента излучения, который должен изменяться при изменении температуры объекта, его шероховатости, изменения состава и других параметров излучающей поверхности. Погрешности при измерении температуры тепловизором могут быть обусловлены также в случае, если тепловизор калиброван по термопаре, которая не имеет удовлетворительного контакта

с излучающей поверхностью. Эти данные соответствуют известному утверждению, что контактные методы измерения температуры надежнее, чем бесконтактные.

### Список литературы

1. Tool temperature in slotting of CFRP composites / M.H. El-Hofya, S.L. Soo, D.K. Aspinwall, W.M. Sim, D. Pearson, R. M'Saoubi, P. Harden // *Procedia Manufacturing*. – 2017. – Vol. 10. – P. 371–381. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.007.
2. Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 217. – P. 327–335. – DOI: 10.1016/j.jmatprot.2014.11.023.
3. Topological surface integrity modification of AISI 1038 alloy after vibration-assisted ball burnishing / R. Jerez-Mesa, Y. Landon, J.A. Travieso-Rodriguez, G. Desein, J. Lluma-Fuente, V. Wagner // *Surface & Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 349. – P. 364–377. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.061.
4. Temperature calculation in cutting zones / H.-Chr. Möhring, V. Kushner, M. Storchak, T. Stehle // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 67. – P. 61–64. – DOI: 10.1016/j.cirp.2018.03.009.
5. Chaotic characteristics of measured temperatures during sliding friction / Y. Zhou, H. Zhu, X. Zuo, Ji. Yang // *Wear*. – 2014. – Vol. 317. – P. 17–25. – DOI: 10.1016/j.wear.2014.04.025.
6. A combined numerical and experimental approach for determining the contact temperature in an industrial ironing operation / E. Üstünyagiz, C.V. Nielsen, P. Christiansen, P.A.F. Martins // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – Vol. 264. – P. 249–258. – DOI: 10.1016/j.jmatprot.2018.09.015.
7. Built-in thin film thermocouples in surface textures of cemented carbide tools for cutting temperature measurement / Ji. Li, Bo Tao, S. Huang, Zh. Yin // *Sensors and Actuators A*. – 2018. – Vol. 279. – P. 663–670. – DOI: 10.1016/j.sna.2018.07.017.
8. Determining tool/chip temperatures from thermography measurements in metal cutting / M. Saez-de-Buruaga, D. Soler, P.X. Aristimuño, J.A. Esnaola, P.J. Arrazola // *Applied Thermal Engineering*. – 2018. – Vol. 145. – P. 305–314. – DOI: 10.1016/j.appltherm.2018.09.051.
9. Abukhshi N.A., Mativenga P.T., Sheik M.A. Heat generation and temperature prediction in metal cutting: a review and implications for high speed machining // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. – 2006. – Vol. 46. – P. 782–800. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.07.024.
10. Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Rubtsov V.E. Dry slipping steel–steel contact at high current density // *Steel in Translation*. – 2017. – Vol. 47 (1). – P. 17–20. – DOI: 10.3103/S0967091217010028.
11. Вавилов В.П. Инфракрасная термография и тепловой контроль. – М.: Спектр, 2009. – 544 с. – ISBN 978-5-904270-05-06.
12. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Kolubaev A.V. Effect of high-density electric current on wear and average temperature of steel/steel triboelectric contact // *Journal of Friction and Wear*. – 2018. – Vol. 39, iss. 4. – P. 294–298. – DOI: 10.3103/S1068366618040050.
13. Kreith F., Black W.Z. Basic heat transfer. – New York: Harper and Row, 1980. – 512 p. – ISBN: 9780700225187.
14. Галашев А.Н., Хвиюзов М.А. Коэффициент теплового излучения инструментальных сталей // *NovaInfo.Ru*. – 2016. – Т. 3, № 53. – С. 34–35.
15. Kennedy F.E., Lu Yu., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting // *Tribology International*. – 2015. – Vol. 82. – P. 534–542. – DOI: 10.1016/j.triboint.2013.10.022.
16. Vick B., Furey M.J. A basic theoretical study of the temperature rise in sliding contact with multiple contacts // *Tribology International*. – 2001. – Vol. 34. – P. 823–829. – DOI: 10.1016/S0301-679X(01)00082-2.
17. Seif M.A., Abdel-Aal H.A. Temperature fields in sliding contact by a hybrid laser speckle-strain analysis technique // *Wear*. – 1995. – Vol. 181–183. – P. 723–729. – DOI: 10.1016/0043-1648(95)90189-2.
18. Bansal D.G., Jeff L., Streater G.W. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies // *Wear*. – 2009. – Vol. 266. – P. 721–732. – DOI: 10.1016/j.wear.2008.08.019.
19. Modern tribology handbook / ed. by B. Bhushan. – Boca Raton, FL: CRC Press, 2001. – 1760 p. – ISBN 0-8493-8403-6.
20. The influence of surface properties on sliding contact temperature and friction for polyetheretherketone (PEEK) / K.A. Laux, A. Jean-Fulcrand, H.J. Sue, T. Bremner, J.S.S. Wong. // *Polymer*. – 2016. – Vol. 103. – P. 397–404. – DOI: 10.1016/j.polimer.2016.09.064.
21. Guha D., Chowdhuri S.K.R. The effect of surface roughness on the temperature at the contact between sliding bodies // *Wear*. – 1996. – Vol. 197. – P. 63–73. – DOI: 10.1016/0043-1648(95)06833-3.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Distribution of Temperature along Axis of the Steel Sample at Sliding under Electric Current against Steel Counterbody

Marina Aleutdinova<sup>a, \*</sup>, Viktor Fadin<sup>b</sup>, Valery Rubtsov<sup>c</sup>

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-4940-9221>,  [aleut@ispms.ru](mailto:aleut@ispms.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-5028-1002>,  [fvv@ispms.ru](mailto:fvv@ispms.ru),

<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>,  [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 08 April 2019

Revised: 19 April 2019

Accepted: 25 April 2019

Available online: 15 June 2019

##### Keywords:

Sliding electric contact

Thermography

Temperature distribution

Emissivity

##### Funding

The study is carried out within the framework of the Program of Basic Scientific Research of the State Academies of Sciences for 2013–2020, line III.23.

#### ABSTRACT

**Introduction.** Knowledge of the temperature field in the vicinity of a piecework/tool contact can be useful in optimizing the metalworking process. Infrared thermography is a convenient way to obtain the temperature distribution. This method is widely used in a heat control. It seems reasonable to find out the applicability of the method of infrared thermography to determine the temperature distribution character in the piecework/tool contact. It is of scientific interest to compare the temperature distribution obtained using a thermal imager and thermocouples in the model piecework/tool contact. It has been suggested that the sliding of a steel rod against a steel ring can serve as approximation of a sliding of a steel ball smoothing the surfaces of metal parts. The contact temperature can be changed using electric current. **The purpose of the work** is to study the features of temperature distribution along the axis of a steel rod, sliding against steel counterbody under the influence of electric current using infrared thermography and using thermocouples. **Experimental details.** The hardened steel of the St3 grade (AISI steel 1020; Fe - 0.2% C) with the hardness HB274 served as a model counterbody. The sliding electrical contact was carried out without lubricants according to the pin-on-ring slip scheme at a pressure of  $p = 0.13$  MPa and a sliding speed of  $v = 5$  m/s. Steel 45 (50 HRC) served as a counterbody. The temperatures were measured with thermocouples attached to the rod by spot welding and with FLIR A655 sc thermal imager. **Results and discussion.** It was shown that the temperature distribution along the rod axis was non-linear with relatively high (up to 600 K/cm) temperature gradients in the contact zone under sliding electrical contact if the temperatures were measured with a thermal imager. Measurement of temperatures on the rod axis with thermocouples under the same conditions showed a linear temperature distribution with low (about 100 K/cm) temperature gradients in the contact zone. Current passing through the rod in the absence of slip was also accompanied by a linear temperature distribution. It was assumed that the nonlinearity of the temperature field during its imaging with a thermal imager was due to the difficulty of setting the correct value of the emissivity. This coefficient depends on the presence of oxides, roughness and other state parameters of the radiating surface. The lateral surface of the sample with a high temperature in the area of the sliding contact had a state different from that of the same lateral surface in the zone of attachment of the sample to its holder. Therefore the emissivity set for the state of the surface in the slip zone of the sample did not correspond to the state of the surface in the zone of the sample holder. Possible values of the emissivity (about 0.7) corresponding to a contact temperature of about 400 °C were obtained by experimentally estimating of convective and radiative heat-transfer coefficients. It was noted that the exact temperature field can be determined using a thermal imager only after time-consuming calibration of the emissivity and preparation of the sample surface. It was concluded on the limited possibility to apply infrared thermography under piecework/tool sliding contact and it was offered to carry out the thermal control of the same contact using thermocouples.

**For citation:** Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Rubtsov V.E. Distribution of temperature along axis of the steel sample at sliding under electric current against steel counterbody. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 136–144. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-136-144. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Aleutdinova Marina I., Ph.D. (Engineering), Assistant Professor  
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,  
 2/4 pr. Akademicheskii,  
 Tomsk, 634055, Russian Federation  
 Tel.: +7-923-425-88-65, e-mail: [aleut@ispms.ru](mailto:aleut@ispms.ru)

## References

1. El-Hofya M.H., Soo S.L., Aspinwall D.K., Sim W.M., Pearson D., M'Saoubi R., Harden P. Tool temperature in slotting of CFRP composites. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 10, pp. 371–381. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.007.
2. Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 217, pp. 327–335. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.
3. Jerez-Mesa R., Landon Y., Travieso-Rodriguez J.A., Dessein G., Lluma-Fuente J., Wagner V. Topological surface integrity modification of AISI 1038 alloy after vibration-assisted ball burnishing. *Surface & Coatings Technology*, 2018, vol. 349, pp. 364–377. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.061.
4. Möhring H.-Chr., Kushner V., Storchak M., Stehle T. Temperature calculation in cutting zones. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2018, vol. 67, pp. 61–64. DOI: 10.1016/j.cirp.2018.03.009.
5. Zhou Y., Zhu H., Zuo X., Yang Ji. Chaotic characteristics of measured temperatures during sliding friction. *Wear*, 2014, vol. 317, pp. 17–25. DOI: 10.1016/j.wear.2014.04.025.
6. Üstünyagiz E., Nielsen C.V., Christiansen P., Martins P.A.F., Altan T., Bay N. A combined numerical and experimental approach for determining the contact temperature in an industrial ironing operation. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 264, pp. 249–258. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.09.015.
7. Li Ji., Tao Bo, Huang S., Yin Zh. Built-in thin film thermocouples in surface textures of cemented carbide tools for cutting temperature measurement. *Sensors and Actuators A*, 2018, vol. 279, pp. 663–670. DOI: 10.1016/j.sna.2018.07.017.
8. Saez-de-Buruaga M., Soler D., Aristimuño P.X., Esnaola J.A., Arrazola P.J. Determining tool/chip temperatures from thermography measurements in metal cutting. *Applied Thermal Engineering*, 2018, vol. 145, pp. 305–314. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2018.09.051.
9. Abukhshi N.A., Mativenga P.T., Sheik M.A. Heat generation and temperature prediction in metal cutting: a review and implications for high speed machining. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2006, vol. 46, pp. 782–800. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.07.024.
10. Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Rubtsov V.E. Dry slipping steel–steel contact at high current density. *Steel in Translation*, 2017, vol. 47 (1), pp. 17–20. DOI: 10.3103/S0967091217010028.
11. Vavilov V.P. *Infrakrasnaya termografiya i teplovoi kontrol'* [Infrared termografiya and thermal control]. Moscow, Spektr Publ., 2009. 544 p. ISBN 978-5-904270-05-06.
12. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Kolubaev A.V. Effect of high-density electric current on wear and average temperature of steel/steel triboelectric contact. *Journal of Friction and Wear*, 2018, vol. 39, iss. 4, pp. 294–298. DOI: 10.3103/S1068366618040050.
13. Kreith F., Black W.Z. *Basic heat transfer*. New York, Harper and Row, 1980. 512 p. ISBN 9780700225187.
14. Galashev A.N., Khviyuzov M.A. Koeffitsient teplovogo izlucheniya instrumental'nykh stalei [Coefficient of thermal radiation tool steels]. *NovoInfo.Ru.*, 2016, vol. 3, no. 53, pp. 34–35. (In Russian).
15. Kennedy F.E., Lu Yu., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting. *Tribology International*, 2015, vol. 82, pp. 534–542. DOI: 10.1016/j.triboint.2013.10.022.
16. Vick B., Furey M.J. A basic theoretical study of the temperature rise in sliding contact with multiple contacts. *Tribology International*, 2001, vol. 34, pp. 823–829. DOI: 10.1016/S0301-679X(01)00082-2.
17. Seif M.A., Abdel-Aal H.A. Temperature fields in sliding contact by a hybrid laser speckle-strain analysis technique. *Wear*, 1995, vol. 181–183, pp. 723–729. DOI: 10.1016/0043-1648(95)90189-2.
18. Bansal D.G., Jeff L., Streater G.W. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies. *Wear*, 2009, vol. 266, pp. 721–732. DOI: 10.1016/j.wear.2008.08.019.
19. Bhushan B., ed. *Modern tribology handbook*. Ed. by. Boca Raton, FL, CRC Press, 2001. 1760 p. ISBN 0-8493-8403-6.
20. Laux K.A., Jean-Fulcrand A., Sue H.J., Bremner T., Wong J.S.S. The influence of surface properties on sliding contact temperature and friction for polyetheretherketone (PEEK). *Polymer*, 2016, vol. 103, pp. 397–404. DOI: 10.1016/j.polimer.2016.09.064.
21. Guha D., Chowdhuri S.K.R. The effect of surface roughness on the temperature at the contact between sliding bodies. *Wear*, 1996, vol. 197, pp. 63–73. DOI: 10.1016/0043-1648(95)06833-3.

## 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Структура и свойства термически обработанной литой в металлическую форму бронзы БрС10О10Н5

Николай Клочков<sup>1, a, \*</sup>, Юрий Егоров<sup>1, b</sup>, Олег Утьев<sup>1, c</sup>, Сильвия Барелла<sup>2, d</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>2</sup> Миланский политехнический университет, Пьяцца Леонардо да Винчи, 32, г. Милан, 20133, Италия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3763-5117>,  [nikart2012@gmail.com](mailto:nikart2012@gmail.com), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8929-5623>,  [yuri.egorovv@yandex.ru](mailto:yuri.egorovv@yandex.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7712-3859>,  [utievv@mail.ru](mailto:utievv@mail.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1866-6674>,  [silvia.barella@polimi.it](mailto:silvia.barella@polimi.it)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.1

#### История статьи:

Поступила: 23 марта 2019

Рецензирование: 03 апреля 2019

Принята к печати: 07 мая 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

#### Ключевые слова:

Термическая обработка  
 Свинцово-оловянистая бронза  
 Механические свойства  
 Триботехнические характеристики

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Свинцово-оловянистые бронзы являются одними из востребованных среди материалов для производства изделий, работающих в условиях трения и износа. В большинстве случаев данные изделия наравне с высокими антифрикционными свойствами должны обладать повышенной прочностью. Однако включения свинца в данном материале заметно снижают прочность, что приводит к преждевременному разрушению. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения прочности свинцово-оловянистых бронз, некоторые из них трудно выполнимы и нестабильны в масштабах реального производства, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому поиск способов повышения прочностных характеристик бронзы, содержащей свинец, остается актуальной задачей. **Цель работы:** изучение структуры, механических и триботехнических свойств свинцово-оловянистой бронзы, легированной никелем после термической обработки. **В работе исследована** бронза БрС10О10Н5, полученная плавкой чистых шихтовых материалов на тиристорной установке в тигле из силицированного графита с последующей заливкой в металлическую форму. Образцы подвергали старению при температуре 300...500 °С. **Методами исследования** являются механические испытания на статическое растяжение и триботехнические испытания, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования свинцово-оловянистой бронзы, легированной никелем. **Результаты и обсуждения.** Известно, что одним из способов изменения структуры и свойства материала является термическая обработка, в результате которой формируется структура, создаваемая дисперсионным разложением после закалки и старения. В результате происходит образование упорядоченных структур, что приводит к увеличению твердости до максимального значения. Установлено, что максимальная твердость (138 НВ) бронзы БрС10О10Н5 достигается старением при температуре 325 °С в течение четырех часов. После старения образцов происходит рост прочностных характеристик – предела текучести на 10 %, предела прочности на 24 %. Усредненные значения результатов энергодисперсионного рентгеновского спектрометрического анализа (EDS) выделенной фазы указывают на то, что укрупненные дисперсные частицы являются тройным химическим соединением, предположительно Cu<sub>9</sub>NiSn<sub>3</sub>. Исследованы триботехнические характеристики бронзы до и после старения. Было определено, что свинец в составе бронзы снижает коэффициент трения в два раза. Термическая обработка не оказала существенного влияния на коэффициент трения бронзы БрС10О10Н5. Износостойкость бронзы со свинцом после термической обработки в два раза выше, чем у бронзы до термической обработки, и в пять раз выше, чем у бронзы без свинцовых включений. Представленные результаты показывают возможности применения термической обработки для повышения прочности и износостойкости свинцово-оловянистой бронзы с добавками никеля.

**Для цитирования:** Структура и свойства термически обработанной литой в металлическую форму бронзы БрС10О10Н5 / Н.С. Клочков, Ю.П. Егоров, О.М. Утьев, С. Барелла // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 145–153. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-145-153.

#### \*Адрес для переписки

Клочков Николай Сергеевич, аспирант  
 Томский политехнический университет,  
 пр. Ленина, 30,  
 г. Томск, 634050, Россия  
 Тел.: 8 (382) 270-17-17, e-mail: [nikart2012@gmail.com](mailto:nikart2012@gmail.com)

## Введение

В машиностроении для производства деталей, работающих в условиях трения и знакопеременных нагрузках, применяются оловянистые бронзы с добавками свинца. Благодаря присутствию свинцовых включений материал обладает

высокими антифрикционными характеристиками, хорошей прирабатываемостью, высокой обрабатываемостью резанием [1,2]. Свинцово-оловянистую бронзу целесообразно использовать не только при производстве подшипников скольжения, но и для колес зубчатых передач, маслоплотных и поршневых колец, уплотнений гидроцилиндров и т.д. Однако статистика эксплуатации изделий из оловянистой бронзы с добавками свинца показывает значительное количество случаев разрушения из-за свинцовых включений, которые являются концентраторами разрушения [3–5].

Одним из способов изменения структуры и свойства материала является термическая обработка, в результате которой формируется структура, создаваемая дисперсионным разложением во время термической обработки – после закалки и старения [6–16].

Как известно, растворимость олова в меди невысокая и существенно меняется с понижением температуры (с 13,5 % при 798 °С до 1 % при 200 °С). Из этого следует невозможность образования пересыщенного твердого раствора олова в меди при быстром охлаждении. В работах [7 и 8] указывается на то, что закалка и отпуск оловянистых бронз возможны, но не находят практического применения ввиду незначительных изменений механических свойств. Для облегчения обработки давлением данных бронз проводят гомогенизацию – нагрев до 600...650 °С, выдержка в течение 2...2,5 ч и медленное охлаждение (с печью) [9–11]. Также нельзя не отметить тот факт, что в случае присутствия легкоплавкой свинцовой составляющей в составе оловянистой бронзы существуют ограничения по температурному режиму нагрева для термической обработки. Практически только бериллиевые бронзы можно подвергать закалке и старению благодаря сильному уменьшению концентрации легирующего компонента в  $\alpha$ -твердом растворе с понижением температуры. Однако существуют другие элементы, которые с медью образуют твердые растворы, к примеру, никель при высоких температурах растворяется в меди в больших количествах, но с понижением температуры растворимость его резко уменьшается [10, 14]. Таким

образом, легирование никелем может способствовать термическому упрочнению свинцово-оловянистой бронзы.

**Цель** данной работы заключается в изучении структуры, механических и триботехнических свойств свинцово-оловянистой бронзы, легированной никелем после термической обработки. Исходя из цели работы были поставлены следующие **задачи**: сравнить микроструктуру исследуемой бронзы до и после термической обработки; определить режим термической обработки для получения максимальных значений твердости и прочности бронзы; определить влияние термической обработки на триботехнические характеристики свинцово-оловянистой бронзы с добавками никеля.

### Методика исследований

Образцы для исследования получали литьем в кокиль. Сплав готовили плавкой из чистых шихтовых материалов (табл. 1) на высокочастотной тиристорной установке в тигле из силицированного графита, с последующей заливкой при температуре 1150 °С в металлическую форму. Температуру заливки контролировали при помощи быстродействующего инфракрасного оптического пирометра ТПТ-90 фирмы Agema (Швеция) с лазерным наведением. Для испытаний были подготовлены образцы размером 15 × 15 × 60 мм.

Анализ микроструктуры выполняли с помощью исследовательского оптического микроскопа AxioObserver A1.m фирмы Carl Zeiss (Германия). Анализ поверхности материала и состава приповерхностных слоев проводили на сканирующем электронном микроскопе EVO 50XVP фирмы Carl Zeiss с рентгеновским микроанализатором EDS. Для исследования микрострукту-

Таблица 1

Table 1

**Состав исследуемой бронзы**  
**The composition of the bronze**

Маркировка сплава Alloy marking	Массовая доля компонентов, % мас. Mass fraction of components, %			
	Cu	Pb	Ni	Sn
BrC10O10H5 The bronze Cu-10Pb-10Sn-5Ni	75	10	5	10

ры готовились металлографические шлифы с помощью шлифовальных шкурок с различным размером зерна абразива. Окончательную полировку проводили на сукне с применением водного раствора окиси хрома. Структуру выявляли травлением образцов концентрированной соляной кислотой.

Старение при температуре 300...500 °С проводилось в муфельной печи с последующим охлаждением на воздухе. Твердость измеряли на твердомере Бринелля ТШ-2.

Механические характеристики определяли с использованием испытательной машины МИРИ-100К (Россия) с погрешностью измерения  $\pm 1\%$ . Для определения данных характеристик использовали схемы одноосного растяжения по ГОСТ 1497–84 на цилиндрических образцах с галтелями типа III с диаметром рабочей части 6 мм.

Трибологические испытания по схеме «шар-диск» проводили на установке Pin-on-Disk Tribometer (TRB) фирмы CSM Instrument и программного продукта TriboX Software version 4.1.I при нагрузке 5 Н. Продолжительность испытаний составляла 3000 циклов ( $\approx 56$  м). Материал «шарика» – сталь ШХ15.

Количественно потерю объема при изнашивании определяли по формуле [20]

$$\Delta V = Sl,$$

где  $S$  – площадь сечения бороздки износа,  $\text{мм}^2$ ;  $l$  – длина бороздки, мм. Приведенный износ  $I$  (величину, обратную износостойкости) рассчитывали с использованием нормировки потери объема при испытании  $\Delta V$  на величины пробега  $N$  (м) и приложенной нагрузки  $P$  (Н) [20]:

$$I = \Delta V / (NP), [\text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}].$$

Для определения площади сечения бороздки износа применяли трехмерный бесконтактный профилометр Micro Measure 3D Station.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 1 изображена микроструктура сплава БрС10О10Н5 в литом состоянии. Структура сплава состоит из  $\alpha$ -твердого раствора олова, никеля в меди, эвтектоида  $\alpha + \delta$  ( $\delta$  – химическое соединение  $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ) и включений свинца [10]. Свинцовые включения расположены в междендритном пространстве.

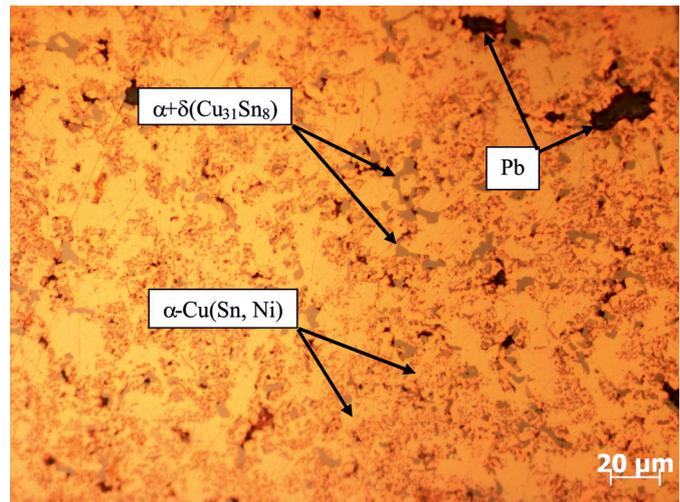


Рис. 1. Микроструктура БрС10О10Н5, оптическая микроскопия

Fig. 1. Microstructure of bronze Cu-10Pb-10Sn-5Ni, optical microscopy

На рис. 2 показано изменение твердости бронзы БрС10О10Н5 в зависимости от времени и температуры старения. Анализ приведенных зависимостей говорит о том, что твердость увеличивается со временем старения до максимального значения при температуре 325 °С, а затем уменьшается.

Образование упорядоченных структур при дисперсионном разложении в процессе старения увеличивает твердость до максимального значения. Увеличение времени старения приводит к дальнейшему выделению и укрупнению дисперсных частиц, что приводит к снижению твердости [2, 14].

На рис. 3 изображена микроструктура образцов после выдержки при температурах 325 и 500 °С в течение четырех часов. Микроструктура образцов после выдержки при температуре 325 °С (рис. 3, а) практически не отличается от микроструктуры бронзы в литом состоянии без проведения старения (см. рис. 2). После выдержки при температуре 500 °С (см. рис. 3, б) можно различить вдоль границы зерен выделения укрупненных дисперсных частиц.

Разложение твердого раствора происходит во время процесса старения [16]. Так как дисперсные частицы очень тонкие, поэтому различить и исследовать их с помощью оптической микроскопии достаточно сложно [14].

Для определения состава дисперсных частиц микроанализатором EDS (SEM) был проведен

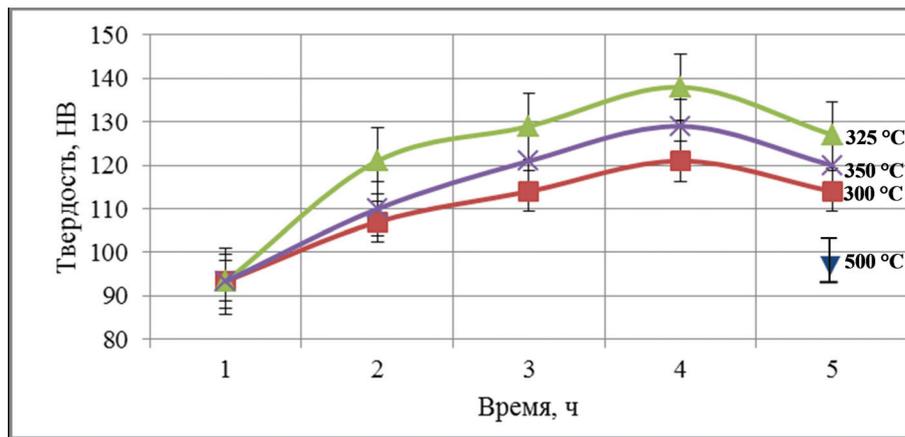


Рис. 2. Зависимость твердости бронзы БрС10О10Н5 от времени выдержки при разных температурах старения:

■ – 300 °С; ▲ – 325 °С; X – 350 °С; ▼ – 500 °С

Fig. 2. The dependence of the hardness of bronze Cu-10Pb-10Sn-5Ni on the time of aging:

■ – 300 °С; ▲ – 325 °С; X – 350 °С; ▼ – 500 °С

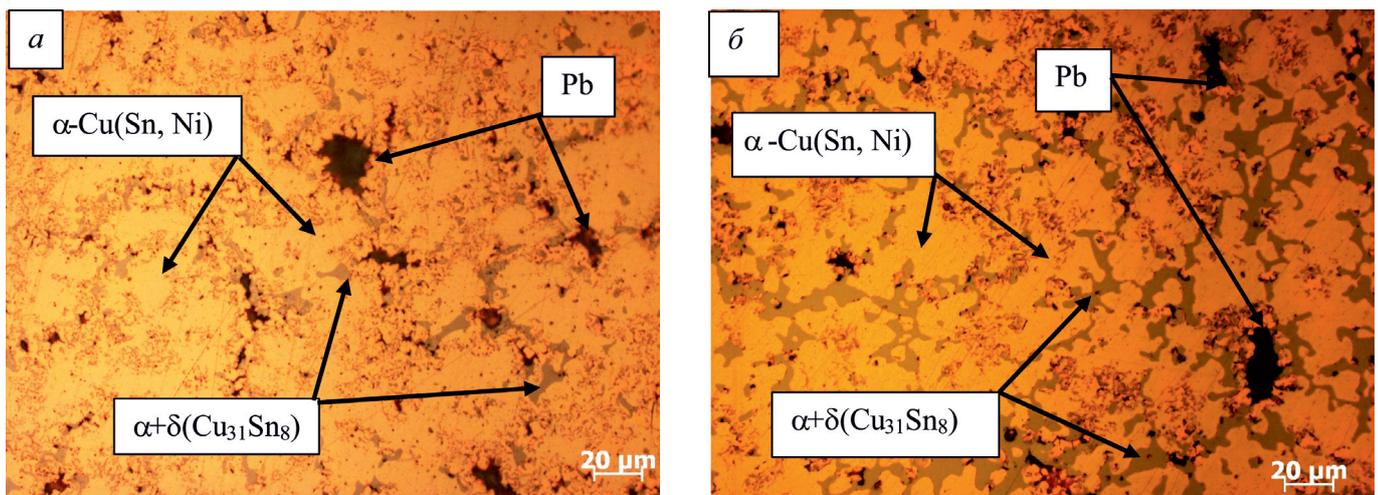


Рис. 3. Микроструктура БрС10О10Н5:

*a* – температура старения 325 °С, время выдержки 4 ч; *б* – температура старения 500 °С, время выдержки 4 ч

Fig. 3. Microstructure of bronze Cu-10Pb-10Sn-5Ni:

*a* – aging temperature 325 °С, soaking time 4 hours; *b* – aging temperature 500 °С, soaking time 4 hours

анализ выделенных фаз после перестаривания (рис. 4). Анализ проводился по нескольким частицам с последующим усреднением результатов.

Усредненные значения результатов элементного анализа (табл. 2) выделенной фазы указывают на то, что укрупненные дисперсные частицы являются тройным химическим соединением, предположительно  $Cu_9NiSn_3$  [8,9].

В табл. 3 показаны результаты механических испытаний бронзы БрС10О10Н5. Из

таблицы следует, что после старения образцов происходит рост прочностных характеристик – предела текучести на 10 %, предела прочности на 24 %.

В ходе трибологических испытаний определялись коэффициент трения и приведенный износ. Для сравнительной оценки влияния свинца испытывалась бронза без свинцовых включений – БрО10Н5. Результаты трибологических испытаний представлены на рис. 5 и 6.

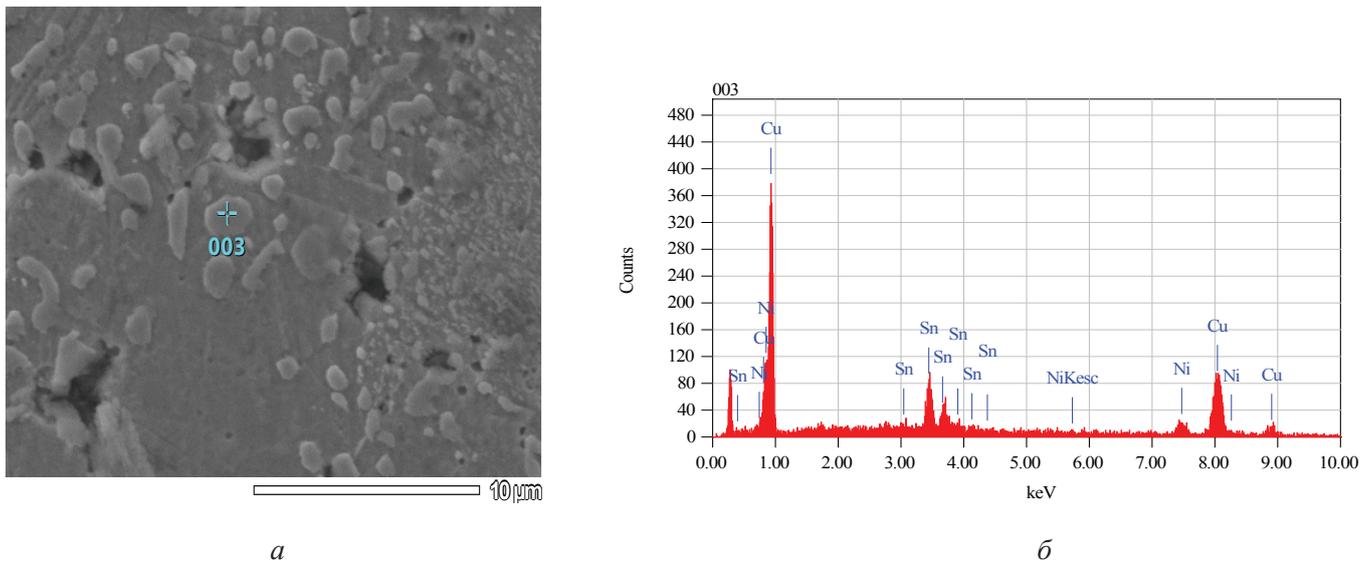


Рис. 4. Результаты EDS-анализа:

*a* – микроструктура БрС10О10Н5 после перестаривания при температуре 500°С; *б* – энергодисперсионный рентгеновский спектрометрический анализ (EDS) в точке 003

Fig. 4. The results of EDS-analysis:

*a* – the structure of bronze Cu-10Pb-10Sn-5Ni after extended ageing at a temperature of 500 °C; *б* – energy dispersive X-ray spectrometric analysis (EDS) at point 002

Таблица 2

Table 2

**Результаты EDS-анализа**

**The results of EDS-analysis**

Элемент Element	Масса,% Weight,%	Атом.,% Atom.,%
Ni	6,32	7,36
Cu	77,2	83,14
Sn	16,48	9,50

Таблица 3

Table 3

**Механические характеристики бронзы БрС10О10Н5**

**Mechanical characteristics of bronze Cu-10Pb-10Sn-5Ni**

Состояние материала State of the material	Предел текучести, $\sigma_T$ , МПа Yield stress, $\sigma_T$ , MPa	Временное сопротивление, $\sigma_B$ , МПа Tensile strength, $\sigma_B$ , MPa	Относительное удлинение, % Percent elongation,%
Литье в кокиль Chill casting	257,5	263,3	0,27
После старения при 325 °С, 4 ч After aging at 325 °С, 4 hours	283,2	325,4	0,18

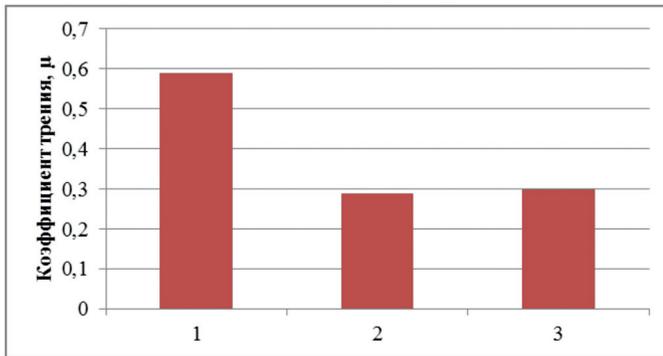


Рис. 5. Значения коэффициента трения:

1 – BrO10H5; 2 – BrC10O10H5; 3 – BrC10O10H5 после старения при 325 °С, 4 ч

Fig. 5. The values of the friction coefficient of bronze:

1 – Cu-10Sn-5Ni; 2 – Cu-10Pb-10Sn-5Ni; 3 – Cu-10Pb-10Sn-5Ni after aging at 325 °C, 4 hours

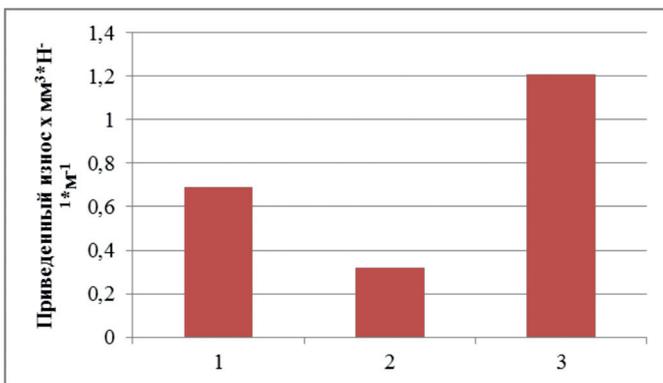


Рис. 6. Приведенный износ бронзы:

1 – BrC10O10H5; 2 – BrC10O10H5 после старения при 325 °С, 4 ч; 3 – BrO10H5

Fig. 6. Wear resistance of bronze:

1 – Cu-10Pb-10Sn-5Ni; 2 – Cu-10Pb-10Sn-5Ni after aging at 325 °C, 4 hours; 3 – bronze Cu-10Sn-5Ni

При сравнении коэффициентов трения бронзы со свинцом (BrC10O10H5) и без свинца (BrO10H5) было определено, что свинец в составе бронзы снижает коэффициент трения в два раза (рис. 5). Термическая обработка не оказала существенного влияния на коэффициент трения бронзы BrC10O10H5.

На рис. 6 показаны значения приведенного износа образцов из бронз.

Износостойкость бронзы со свинцом после термической обработки в два раза выше, чем у бронзы до термической обработки, и в пять раз выше, чем у бронзы без свинцовых включений (см. рис. 6).

## Выводы

Результаты проведенных исследований литой бронзы BrC10O10H5 после старения позволяют сделать следующие выводы.

1. Твердость достигает максимального значения 138НВ при температуре старения 325 °С и времени выдержки 4 ч. Увеличение твердости сплава обусловлено образованием интерметаллидных дисперсных частиц.

2. Прочностные характеристики после старения выше, чем в литом состоянии. Предел текучести увеличивается на 10 %, предел прочности – на 24 %.

3. Износостойкость литой в металлическую форму бронзы BrC10O10H5 повышается в два раза после проведения старения.

4. Легирование никелем свинцово-оловянистой бронзы, отлитой в металлическую форму, позволяет старением повысить эксплуатационные свойства.

## Список литературы

1. Измайлов В.А., Ермолаева Н.И., Токарь В.С. Роль поведения свинца при литье и деформации слитков ЛС 58–2 // Цветные металлы. – 1995. – № 7. – С. 63–66.
2. Ильин А.И. Повышение износостойкости и усталостной прочности некоторых антифрикционных сплавов // Исследование сплавов цветных металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1955. – С. 42–53.
3. Tin and nickel influence on the structure and properties of the leaded bronze obtained by centrifugal casting / N.S. Klochkov, U.P. Egorov, C. Mapelli, I.K. Zabrodina // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 870. – P. 248–252. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.248.
4. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Metallurgia, 1970. – 364 с.
5. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. – М.: Metallurgia, 1980. – 256 с.
6. Zhang S., Jiang B., Ding W. Dry sliding wear of Cu-15Ni-8Sn alloy // Tribology International. – 2010. – Vol. 43 (1–2). – P. 64–68. – DOI: 10.1016/j.triboint.2009.04.038.
7. Zhao J.C., Notis M.R. Spinodal decomposition, ordering transformation, and discontinuous precipitation in a Cu-15Ni-8Sn alloy // Acta Metallurgica. – 1998. – Vol. 46, iss. 12. – P. 4203–4218. – DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00095-0.

8. *Schwartz L.H., Plewes J.T.* Spinodal decomposition in a Cu-9wt% Ni-6 wt% Sn-II. A critical examination of mechanical strength of spinodal alloys // *Acta Metallurgica*. – 1974. – Vol. 22, iss. 7. – P. 911–921. – DOI: 10.1016/0001-6160(74)90058-3.

9. *Kato M., Schwartz L.H.* The temperature dependence of yield stress and work hardening in spinodally decomposed Cu-10Ni-6Sn alloy // *Materials Science and Engineering*. – 1979. – Vol. 41, iss. 1. – P. 137–142.

10. *Cribb W.R., Ratka J.O.* Copper spinodal alloys // *Advanced Materials & Processes*. – 2002. – Vol. 160, iss. 11. – P. 1–4.

11. *Sadi F., Servant C.* Phase transformations and phase diagram at equilibrium in the Cu-Ni-Sn system // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2007. – Vol. 90 (2). – P. 319–323. – DOI: 10.1007/s10973-007-8347-6.

12. Microstructural effects on tension behavior of Cu-15Ni-8Sn sheet / *J. Caris, D. Li, J. Stephens Jr, J. Lewandowski* // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527, iss. 3. – P. 769–781. – DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.049.

13. *Virtanen P., Tiainen T., Lepisto T.* Precipitation at faceting grain boundaries of Cu-Ni-Sn alloys // *Materials Science and Engineering A*. – 1998. – Vol. 251, iss. 1–2. – P. 269–275. – DOI: 10.1016/S0921-5093(98)00498-5.

14. *Zhang S.Z., Jiang B.H., Ding W.J.* Wear of Cu-15Ni-8Sn spinodal alloy // *Wear*. – 2008. –

Vol. 264, iss. 3–4. – P. 199–203. – DOI: 10.1016/j.wear.2007.03.003.

15. Initial stages of decomposition in Cu-9Ni-6Sn / *E.G. Baburaj, U.D. Kulkarni, E.S.K. Menon, R. Krishnan* // *Journal of Applied Crystallography*. – 1979. – Vol. 12, iss. 5. – P. 476–480. – DOI: 10.1107/S0021889879013066.

16. *Gupta K.P.* An expanded Cu-Ni-Sn system (copper-nickel-zinc) // *Journal of Phase Equilibria*. – 2000. – Vol. 21 (5). – P. 479–484.

17. *Пресняков А.А., Новиков А.В.* Изучение механических свойств оловянистых бронз с добавками цинка, фосфора, свинца и никеля // *Труды Института ядерной физики АН КазССР*. – Алма-Ата, 1959. – Т. 2. – С. 41–73.

18. *Лакисов П.А.* Повышение качества отливок из оловянных бронз // *Фасонное литье медных сплавов*. – М.: Машгиз, 1957. – С. 44–51.

19. *Семенов К.Г., Колосков В.Ф., Чурсин В.М.* Разработка технологии производства качественных отливок из чушковых оловянных бронз // *Литейное производство*. – 1994. – № 7. – С. 10–11.

20. *Левашов Е.А.* Обеспечение единства измерений физико-механических и трибологических свойств наноструктурированных поверхностей [Электронный ресурс]. – URL: [http://www.nanometer.ru/2009/02/11/nanometrologia\\_58090.html](http://www.nanometer.ru/2009/02/11/nanometrologia_58090.html) (дата обращения: 13.05.2019).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## The Structure and Properties of the Alloy Cu-10Pb-10Sn-5Ni after Heat Treatment

Nikolai Klochkov<sup>1, a, \*</sup>, Yuri Egorov<sup>1, b</sup>, Oleg Utiev<sup>1, c</sup>, Silvia Barella<sup>2, d</sup>

<sup>1</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>2</sup> Polytechnic University of Milan, 32 Piazza Leonardo da Vinci, Milan, 20133, Italy

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3763-5117>, [nikart2012@gmail.com](mailto:nikart2012@gmail.com), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8929-5623>, [yuri.egorovv@yandex.ru](mailto:yuri.egorovv@yandex.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7712-3859>, [utievv@mail.ru](mailto:utievv@mail.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1866-6674>, [silvia.barella@polimi.it](mailto:silvia.barella@polimi.it)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 23 March 2019

Revised: 03 April 2019

Accepted: 07 May 2019

Available online: 15 June 2019

#### Keywords:

Heat treatment

Lead bronze

Mechanical properties

Tribotechnical characteristics

### ABSTRACT

**Introduction.** Lead-tin bronzes are among the most demanded materials for manufacturing parts operating under friction and wear conditions. In the majority of cases, in addition to high antifriction properties the parts should have augmented strength. However, the inclusions of lead in this material considerably decline the strength, which leads to premature failure. Despite the existing profusion of methods to improve the strength of lead-tin bronzes, some of them are hardly applicable and instable on industrial scale, while others are still experimental. Thus, the search for the techniques to increase the strength of lead-containing bronzes remains high on the agenda. **The purpose of the work:** studying the structure, mechanical and tribological properties of Cu-10Pb-10Sn-5Ni alloy after heat treatment on the example of Cu-10Pb-10Sn-5Ni bronze. The alloy is obtained by melting materials in a high-frequency thyristor installation in a crucible made of siliconized graphite with subsequent pouring into a metal mold. The samples are aged at a temperature of 300-500 °C. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and tribotechnical tests, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallographic investigations of nickel-doped lead-tin bronze are used. **Results and Discussion.** It is common knowledge that one of the ways to change the structure and mechanical properties of a material is heat treatment, which results in the formation of a special structure due to the dispersive decomposition after quenching and aging. The formation of the ordered structures during aging maximizes the hardness. It is found that the maximum value of hardness (138HB) for Cu-10Pb-10Sn-5Ni bronze is achieved by aging at the temperature of 325 °C for 4 hours. Aging also improves the mechanical characteristics of the samples: yield stress by 10% and tensile strength by 24%. The averaged results of the energy dispersive X-ray spectrometric analysis (EDS) of the selected phase indicate that the enlarged dispersion particles are a ternary chemical compound, presumably, Cu<sub>9</sub>NiSn<sub>3</sub>. The tribotechnical characteristics of the bronze before and after aging are investigated. It is determined that lead in bronze halves the friction coefficient. The heat treatment had no significant effect on the friction coefficient of Cu-10Pb-10Sn-5Ni bronze. The wear resistance of the bronze with lead after heat treatment is two times higher than that of the bronze before heat treatment, and five times higher than that of the bronze without lead inclusions. The presented results demonstrate the capabilities of thermal treatment in the enhancement of the strength and wear-resistance of nickel-doped lead-tin bronze.

**For citation:** Klochkov N.S., Egorov U.P., Utiev O.M., Barella S. The structure and properties of the alloy Cu-10Pb-10Sn-5Ni after heat treatment. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 145–153. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-145-153. (In Russian).

### References

1. Izmailov V.A., Ermolaeva N.I., Tokar' V.S. Rol' povedeniya svintsa pri lit'e i deformatsii slitkov LS 58–2 [The role of lead behavior during casting and deformation of ingots LS 58–2]. *Tsvetnye metally = Non-ferrous metals*, 1995, no. 7, pp. 63–66.

#### \* Corresponding author

Klochkov Nikolai S., Ph.D. (Engineering) student  
National Research Tomsk Polytechnic University,  
30 Lenin Avenue,

Tomsk, 634050, Russian Federation

Tel.: 8 (382) 270-17-17, e-mail: [nikart2012@gmail.com](mailto:nikart2012@gmail.com)

2. Il'in A.I. Povyshenie iznosostoikosti i ustalostnoi prochnosti nekotorykh antifriktsionnykh splavov [The increased wear resistance and fatigue strength of some antifriction alloys]. *Issledovanie splavov tsvetnykh metallov* [Research of alloys of non-ferrous metals]. Moscow, AN SSSR Publ., 1955, pp. 42–53.
3. Klochkov N.S., Egorov U.P., Mapelli C., Zabrodina I.K. Tin and nickel influence on the structure and properties of the leaded bronze obtained by centrifugal casting. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 870, pp. 248–252. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.248.
4. Mal'tsev M.V. *Metallografiya promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov* [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 364 p.
5. Zakharov A.M. *Promyshlennyye splavy tsvetnykh metallov. Fazovyi sostav i strukturnyye sostavlyayushchie* [Industrial alloys of non-ferrous metals. Phase composition and structural components]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 256 p.
6. Zhang S., Jiang B., Ding W. Dry sliding wear of Cu-15Ni-8Sn alloy. *Tribology International*, 2010, vol. 43, iss. 1–2, pp. 64–68. DOI: 10.1016/j.triboint.2009.04.038.
7. Zhao J.C., Notis M.R. Spinodal decomposition, ordering transformation, and discontinuous precipitation in a Cu-15Ni-8Sn alloy. *Acta Metallurgica*, 1998, vol. 46, iss. 12, pp. 4203–4218. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00095-0.
8. Schwartz L.H., Plewes J.T. Spinodal decomposition in a Cu-9wt% Ni-6 wt% Sn-II. A critical examination of mechanical strength of spinodal alloys. *Acta Metallurgica*, 1974, vol. 22, iss. 7, pp. 911–921. DOI: 10.1016/0001-6160(74)90058-3.
9. Kato M., Schwartz L.H. The temperature dependence of yield stress and work hardening in spinodally decomposed Cu-10Ni-6Sn alloy. *Materials Science and Engineering*, 1979, vol. 41, iss. 1, pp. 137–142.
10. Cribb W.R., Ratka J.O. Copper spinodal alloys. *Advanced Materials & Processes*, 2002, vol. 160, iss. 11, pp. 1–4.
11. Sadi F., Servant C. Phase transformations and phase diagram at equilibrium in the Cu-Ni-Sn system. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2007, vol. 90 (2), pp. 319–323. DOI: 10.1007/s10973-007-8347-6.
12. Caris J., Li D., Stephens Jr. J., Lewandowski J. Microstructural effects on tension behavior of Cu-15Ni-8Sn sheet. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, iss. 3, pp. 769–781. DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.049.
13. Virtanen P., Tiainen T., Lepisto T. Precipitation at faceting grain boundaries of Cu-Ni-Sn alloys. *Materials Science and Engineering A*, 1998, vol. 251, iss. 1–2, pp. 269–275. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)00498-5.
14. Zhang S.Z., Jiang B.H., Ding W.J. Wear of Cu-15Ni-8Sn spinodal alloy. *Wear*, 2008, vol. 264, iss. 3–4, pp. 199–203. DOI: 10.1016/j.wear.2007.03.003.
15. Baburaj E.G., Kulkarni U.D., Menon E.S.K., Krishnan R. Initial stages of decomposition in Cu-9Ni-6Sn. *Journal of Applied Crystallography*, 1979, vol. 12, iss. 5, pp. 476–480. DOI: 10.1107/S0021889879013066.
16. Gupta K.P. An expanded Cu-Ni-Sn system (copper-nickel-zinc). *Journal of Phase Equilibria*, 2000, vol. 21 (5), pp. 479–484.
17. Presnyakov A.A., Novikov A.V. [The study of the mechanical properties of tin bronze with the addition of zinc, phosphorus, lead and nickel]. *Trudy Instituta yadernoi fiziki AN KazSSR* [Proceedings of the Institute of Nuclear Physics of the Academy of Sciences of the Kazakh SSR], 1959, vol. 2, pp. 41–73. (In Russian).
18. Lakisov P.A. Povyshenie kachestva otlivok iz olovyannykh bronz [Improving the quality of tin bronze castings]. *Fasonnoe lit'e mednykh splavov* [Shaped casting of copper alloys]. Moscow, Mashgiz Publ., 1957, pp. 44–51.
19. Semenov K.G., Koloskov V.F., Chursin V.M. Razrabotka tekhnologii proizvodstva kachestvennykh otlivok iz chushkovykh olovyannykh bronz [Development of technology for the production of high-quality castings from pig tin bronze]. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 1994, no. 7, pp. 10–11.
20. Levashov E.A. *Obespechenie edinstva izmerenii fiziko-mekhanicheskikh i tribologicheskikh svoystv nanostrukturirovannykh poverkhnostei* [Ensuring the uniformity of measurements of physicochemical and tribological properties of nanostructured surfaces]. Available at: [http://www.nanometer.ru/2009/02/11/nanometrologia\\_58090.html](http://www.nanometer.ru/2009/02/11/nanometrologia_58090.html) (accessed 13.05.2019).

## 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/>).

## 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](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. В обязательном порядке также 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 повторов, 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, 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>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](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, 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 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](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 незначущих 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 <sup>1</sup>H or <sup>31</sup>P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative <sup>13</sup>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 <sup>31</sup>PMR, 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 $V_4C-Ni-P$

*(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)*

**Елена Корниенко<sup>1, a, \*</sup>, Виктор Кузьмин<sup>2, b</sup>, Александр Сивков<sup>3, c</sup>**

*(Полный список авторов с указанием ФИО полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))*

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>2</sup> Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

<sup>3</sup> 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)*

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  [kornienko\\_ee@mail.ru](mailto:kornienko_ee@mail.ru), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru),

<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  [SivkovAA@mail.ru](mailto: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,

$V_4C-Ni-P$ ,

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  $V_4C-Ni-P$  // 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 повторов, 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 \*, ', ±, 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<sup>3</sup> (17.5 mol/m<sup>3</sup>); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 м/с<sup>2</sup>, 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<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup> или J·mol<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>, так и скобок: J/(mol·K) или J·(mol·K)<sup>-1</sup>, 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:  $5^{\circ}$ – $10^{\circ}$ , а не  $5$ – $10^{\circ}$ .

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,а).

В географических координатах широты отделяются пробелами:  $56,5^{\circ}\text{C}$  или  $56,5^{\circ}\text{N}$ ;  $85,0^{\circ}\text{B}$  или  $85,0^{\circ}\text{E}$ .

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  $\text{B}_4\text{C-Ni-P}$

Fig. 1. The particles of  $\text{B}_4\text{C-Ni-P}$  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 B<sub>4</sub>C-Ni-P plasma coatings**

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

**Elena Kornienko<sup>1, a, \*</sup>, Viktor Kuz'min<sup>2, b</sup>, Alexander Sivkov<sup>3, c</sup>**

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

<sup>1</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>2</sup> Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

<sup>3</sup> 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)

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, [kornienko\\_ee@mail.ru](mailto:kornienko_ee@mail.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru),

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, [SivkovAA@mail.ru](mailto: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

B<sub>4</sub>C-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 B<sub>4</sub>C-Ni-P Plasma Coatings. *Obработка metallov (tehnologiya, 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](mailto: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.)*

<sup>1</sup>Корниенко Елена Евгеньевна, <sup>2</sup>Кузьмин Виктор Иванович, <sup>3</sup>Сивков Александр Анатольевич

<sup>1</sup>Новосибирский государственный технический университет,  
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>2</sup>Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,  
ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

<sup>3</sup>Томский 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](mailto:kornienko_ee@mail.ru)

**Кузьмин В.И.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru)

**Сивков А.А.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: [SivkovAA@mail.ru](mailto:SivkovAA@mail.ru)

### Структурные особенности плазменных покрытий В<sub>4</sub>С-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, В<sub>4</sub>С-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 В<sub>4</sub>С / Н. Zhu, Y. Niu, С. Lin, L. Huang, Н. 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.)*

<sup>1</sup> Kornienko Elena E., <sup>2</sup> Kuz'min Viktor I., <sup>3</sup> Sivkov Alexander A.

<sup>1</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>2</sup> Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

<sup>3</sup> 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](mailto:kornienko_ee@mail.ru)

**Kuz'min V.I.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru)

**Sivkov A.A.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: [SivkovAA@mail.ru](mailto:SivkovAA@mail.ru).

**Structure features of B<sub>4</sub>C-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, B<sub>4</sub>C-Ni-P, Coating

# ОБРАБОТКА

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

# О МЕТАЛЛОВ

## ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

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](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](mailto:metal_working@mail.ru)  
[metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto: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 %

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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov);
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНТИ;

- 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

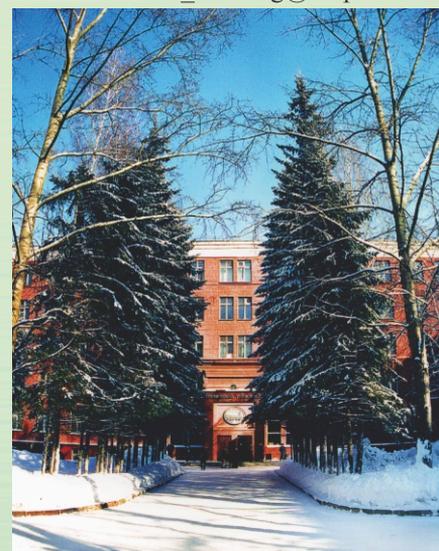
### Адрес редакции журнала:

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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

 +7 (383) 346-17-75

 [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru)  
[metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto:metal_working@corp.nstu.ru)



## 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/>

