

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 24, Номер 1

ЯНВАРЬ – МАРТ 2022

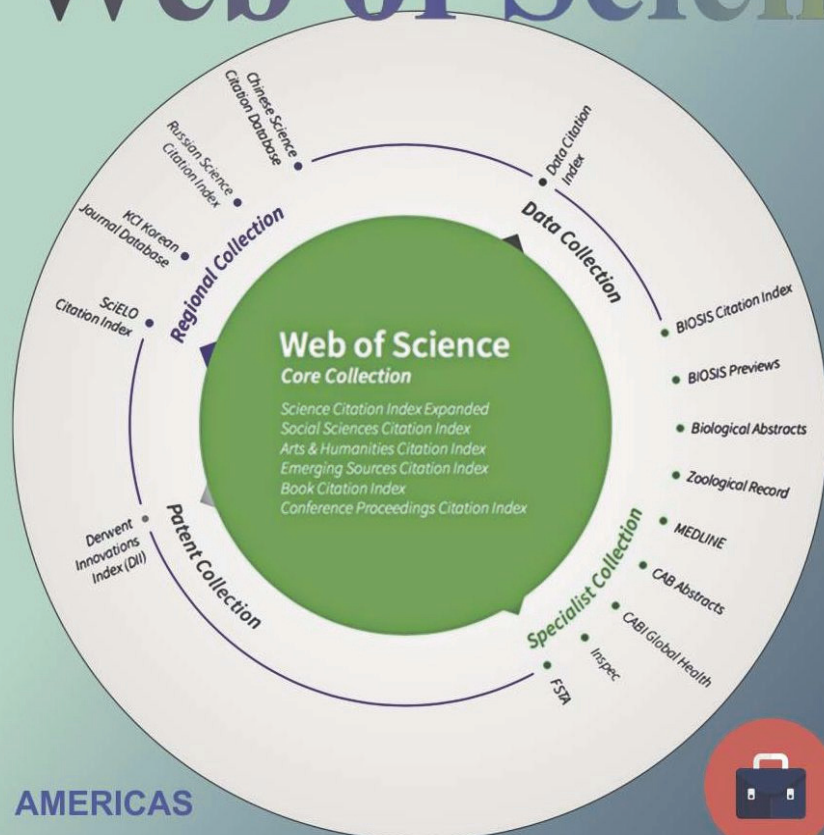
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic
Search™
Ultimate



Applied Science
& Technology
Source™ Ultimate



Business Source®
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete
office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

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

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 24 № 1 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

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

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

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

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

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

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.
За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

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

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

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400

Индекс: **70590** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5.

Тел. +7 (383) 346-17-75

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

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

Цена свободная

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Кузнецов В.П., Макаров А.В., Скоробогатов А.С., Скорынина П.А., Лучко С.Н., Сирош В.А., Чекан Н.М. Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором.....	6
Губин Д.С., Кисель А.Г. Расчет температур при чистовом фрезеровании жаропрочного сплава марки ХН56ВМКЮ-ВД.....	23

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Братан С.М., Рощупкин С.И., Часовитина А.С., Гупта К. Влияние на вероятность удаления материала относительных вибраций абразивного инструмента и заготовки при чистовом шлифовании.....	33
---	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Озолин А.В., Соколов Е.Г. Влияние механической активации порошка вольфрама на структуру и свойства спеченного материала Sn-Cu-Co-W.....	48
Коробов Ю.С., Алван Х.Л., Макаров А.В., Кукареко В.А., Сирош В.А., Филиппов М.А., Эстемирова С.Х. Сравнительная стойкость против кавитационной эрозии аустенитных сталей различного уровня метастабильности.....	61
Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Перегудов А.А., Баранов И.В., Мартюшев Н.В. Влияние степени деформации в условиях низких температур на превращения и свойства метастабильных аустенитных сталей.....	73
Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н., Новицкая О.С., Княжев Е.О., Денисова Ю.А., Леонов А.А., Денисов В.В. Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий ZrCrN, полученных вакуумно-дуговым методом.....	87

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи	103
Подготовка аннотации	107
Правила для авторов	111

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

119

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 02.03.2022. Выход в свет 15.03.2022. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 15,0. Уч.-изд. л. 27,9. Изд. № 5. Заказ 100. Тираж 300 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 24 No.1 2022 **SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL**

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

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

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

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

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

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



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



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

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

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

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

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

EDITORIAL COUNCIL CHAIRMAN:

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

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

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

The Federal Republic of Germany:

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

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

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

The Spain:

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

The Republic of Belarus:

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

The Ukraine:

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

The Russian Federation:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

- Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Skorobogatov A.S., Skorynina P.A., Luchko S.N., Sirosh V.A., Chekan N.M.** Normal force influence on smoothing and hardening of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 surface layer during dry diamond burnishing with spherical indenter..... 6
- Gubin D.S., Kisel' A.G.** Calculation of temperatures during finishing milling of a nickel based alloys..... 23

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Bratan S.M., Roshchupkin S.I., Chasovitina A.S., Gupta K.** The effect of the relative vibrations of the abrasive tool and the workpiece on the probability of material removing during finishing grinding..... 33

MATERIAL SCIENCE

- Ozolin A.V., Sokolov E.G.** Effect of mechanical activation of tungsten powder on the structure and properties of the sintered Sn-Cu-Co-W material..... 48
- Korobov Yu.S., Alwan H.L., Makarov A.V., Kukareko V.A., Sirosh V.A., Filippov M.A., Estemi-rova S. Kh.** Comparative study of cavitation erosion resistance of austenitic steels with different levels of metastability..... 61
- Vologzanina S.A., Igolkin A.F., Peregudov A.A., Baranov I.V., Martyushev N.V.** Effect of the deformation degree at low temperatures on the phase transformations and properties of metastable austenitic steels..... 73
- Filippov A.V., Shamarin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V.** Investigation of the structural-phase state and mechanical properties of ZrCrN coatings obtained by plasma-assisted vacuum arc evaporation..... 87

EDITORIAL MATERIALS

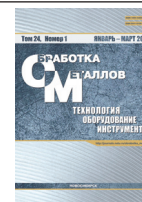
- Guidelines for Writing a Scientific Paper 103
- Abstract requirements 107
- Rules for authors 111

FOUNDERS MATERIALS 119



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором

Виктор Кузнецов^{1, 2, 3, a,*}, Алексей Макаров^{1, b}, Андрей Скоробогатов^{3, c}, Полина Скорынина^{4, d},
 Сергей Лучко^{1, e}, Виталий Сирош^{1, f}, Николай Чекан^{5, g}

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

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

³ ФГБУ «НМИЦ ТО им. академика Г.А. Илизарова» Минздрава России, ул. М. Ульяновой, 6, г. Курган, 640014, Россия

⁴ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

⁵ Физико-технический институт НАН Беларуси, ул. Академика Купревича, 10, г. Минск, 220141, Беларусь

^a <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>, wpkuzn@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7447-1962>, ufo2log@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>, polina.skorynina@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>, serojaluchko@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>, sirosh.imp@yandex.ru,

^g <https://orcid.org/0000-0002-3339-9922>, chekan@phti.by

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787.4

История статьи:

Поступила: 15 декабря 2021

Рецензирование: 3 января 2022

Принята к печати: 15 января 2022

Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Аустенитная сталь

Чистовое точение

Алмазное выглаживание

Сила выглаживания

Шероховатость

Микротвердость

Финансирование:

Работа выполнена при поддержке РФФИ и БРФФИ (проект № 20-58-00057) и в рамках государственных заданий ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Скользящее выглаживание позволяет минимизировать шероховатость и упрочнить поверхность сталей. Формируемые качество поверхности и прочностные характеристики поверхностного слоя определяются скоростью, силой и подачей выглаживания. Из-за опасности микроразрушений поверхности при выглаживании возникает проблема точного назначения нормальной силы при заданной подаче. **Цель работы** – изучение влияния нормальной силы при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором на сглаживание микропрофиля поверхности и деформационное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали 03X16H15M3T1. **Методы исследования.** Профилометрия, сканирующая электронная микроскопия, микродюриметрия. **Результаты и обсуждение.** В результате сухого выглаживания деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 сферическим индентором с радиусом 2 мм из природного алмаза при скорости скольжения 10 м/мин и подаче 0,025 мм/об установлено, что в исследованном диапазоне изменения нормальной силы выглаживания 100...200 Н величина коэффициента сглаживания исходного микропрофиля поверхности стали после чистового точения составляет 79...90 %. Наибольшее сглаживание с уменьшением среднего параметра шероховатости Ra от 1,0 до 0,1 мкм достигается при силе 150 Н. При алмазном выглаживании обеспечивается упрочнение исходной (после точения) поверхности на 15...43 % (до 382...444 HV), по мере увеличения силы выглаживания от 100 до 175 Н происходит немоное повышение средней микротвердости от 409 до 444 HV, 0,05. Выглаживание с нагрузкой 175 Н формирует градиентно-упрочненный слой толщиной 300...350 мкм с появлением на поверхности отдельных микроразрушений в виде наплывов и микротрещин, максимальное упрочнение обусловлено формированием сильно диспергированного поверхностного слоя толщиной 30...40 мкм со структурой высокодисперсного аустенита и соответствующей активизацией зернограничного и дислокационного механизмов упрочнения. Результаты могут быть использованы при выборе параметров алмазного выглаживания деталей из коррозионно-стойких аустенитных сталей по критериям получения низкой шероховатости поверхности без существенных микроразрушений и эффективного деформационного упрочнения поверхностного слоя.

Для цитирования: Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.С. Скоробогатов, П.А. Скорынина, С.Н. Лучко, В.А. Сирош, Н.М. Чекан // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 6–22. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-6-22.

*Адрес для переписки

Кузнецов Виктор Павлович, д.т.н., профессор

Уральский федеральный университет

им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19,

620002, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: 8 (982) 422-17-77, e-mail: wpkuzn@mail.ru

Введение

Аустенитные нержавеющие хромоникелевые стали благодаря наличию повышенных уровней коррозионной стойкости, пластичности, теплоустойчивости, технологичности и биосовместимости [1–3] широко применяются в нефтегазовой, химической, атомной, пищевой и медицинской отраслях.

Для многих ответственных применений особый интерес представляют стали типа 01X17H13M3 (аналог AISI 316L), которые сохраняют коррозионную стойкость при механических воздействиях из-за низкой склонности к мартенситному деформационному превращению [4], а также перспективны для использования в водородной энергетике в качестве стойкого к водородному охрупчиванию материала для систем транспортировки и хранения водорода [5]. Дисперсионно-твердеющая сталь типа X16H15M3T1 дополнительно легирована ~1 мас. % титана, который осуществляет радиационно-стимулированное выделение когерентной γ' -фазы (Ni_3Ti) и тем самым кратно повышает стойкость против радиационного (вакансионного) распухания в процессе облучения быстрыми нейтронами при температурах 480...500 °C [6–9]. Поэтому сталь перспективна в качестве не только коррозионно-стойкого, но и радиационно-стойкого материала, работоспособного в присутствии агрессивных сред.

Микротвердость поверхности термически неупрочняемой стали AISI 316L может быть повышена ультразвуковыми обработками карбидным сферическим индентором (от 177 до 290 HV) [10] и шариками в вакууме – обработкой SMAT: surface mechanical attrition treatment (от 1,65 до 2,90 ГПа) [11], пескоструйной обработкой (от 1,8 до 3,6 ГПа) [12]. Однако сформированные при ударных упрочняющих обработках поверхностные слои характеризуются высокой шероховатостью $Ra = 1,0...2,5$ мкм [11, 12]. Значительно более эффективное упрочнение поверхности стали 03X16H14M3T1 (от 270 до 580...720 HV 0,025) достигнуто фрикционной обработкой скользящим индентором из синтетического алмаза в среде аргона [13]. Такая обработка аустенитных хромоникелевых сталей может также обеспечить высокое качество формируемой поверхности с низкой шероховатостью [14, 15].

Скользящее выглаживание сталей позволяет минимизировать шероховатость и упрочнить поверхностный слой. Формируемые при выглаживании качество поверхности и прочностные характеристики поверхностного слоя определяются скоростью, подачей и силой выглаживания, размером пятна контакта и кратностью нагружения [16–23]. В работе [16] показана возможность управления сглаживанием и упрочнением поверхностного слоя на основе оценки интегрального параметра кратности нагружения материала в процессе выглаживания. При рассмотрении алмазного выглаживания нержавеющей стали РН17-4 подача определена наиболее значимым параметром, влияющим на шероховатость и твердость поверхности [17]. В условиях сухого шарикового выглаживания наилучшее сглаживание шероховатости точеной поверхности стали 41Cr4 обеспечила малая подача 0,05 мм/об, в отличие от подач 0,075 мм/об и 0,1 мм/об [18].

Напротив, в работе [19] при исследовании шарикового выглаживания стали AISI 1045 установлено, что наибольшее влияние как на шероховатость, так и на твердость поверхности оказывает сила выглаживания. Нормальная сила является также параметром, определяющим высокий уровень сжимающих остаточных напряжений (–1100 МПа), формируемых шариковым выглаживанием на поверхности мартенситной нержавеющей стали 15-5PH [20].

Величина глубины внедрения сферического индентора (определяемая нормальной силой, микротвердостью и шероховатостью обрабатываемой поверхности), при которой достигается полное сглаживание исходной шероховатости, в работе [21] предложена в качестве критерия обеспечения минимальной шероховатости при выглаживании закаленных сталей и названа устойчивым индентированием. Повышение нормальной силы и размера пятна контакта, а также уменьшение подачи для увеличения кратности нагружения и упрочнения обрабатываемого материала может вызвать микроразрушения обрабатываемой поверхности. В связи с этим при алмазном выглаживании возникает проблема точного назначения нормальной силы при заданной подаче.

Maximov J.T. и др. в работе [22] отметили отсутствие в литературе данных о перспективах обработки выглаживанием скользящим

индентором аустенитной стали AISI 316Ti (03X16H10M2T), наиболее близкой по химическому составу к исследуемой. Однако полученные в [22] новые результаты не позволяют установить связь нормальной силы с микропрофилями поверхности как исходной – после точения, так и после выглаживания. Кроме того, при выборе силы выглаживания важно назначать ее и с позиций упрочнения материала.

3D-профилометрия поверхности при переходе от точения к алмазному выглаживанию дисков из метастабильной аустенитной стали AISI 304 рассмотрена в работе [23]. Однако назначение нормальной силы нагружения поверхностного слоя при выглаживании не было обосновано.

Целью настоящей работы явилось изучение влияния нормальной силы при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором на сглаживание микропрофиля точеной поверхности и деформационное упрочнение поверхностного слоя аустенитной стали 03X16H15M3T1.

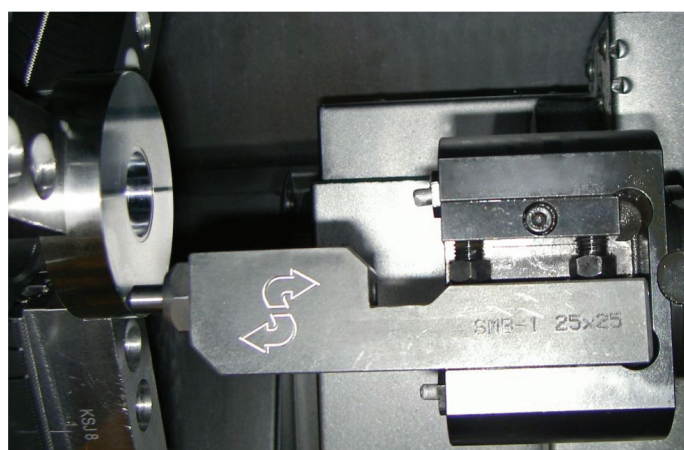
Методика исследований

Исследование сухого выглаживания поверхности выполнено на аустенитной нержавеющей стали марки 03X16H15M3T1 (C – 0,03 %; Cr – 16,64 %; Ni – 14,96 %; Mo – 2,77 %; Ti – 1,25 %; Si – 0,53 %; Mn – 0,38 %; Cu – 0,11 %; P – 0,03 %; S – 0,02 %; остальное – Fe). Экспериментальные образцы типа «диск» диаметром 104 мм и

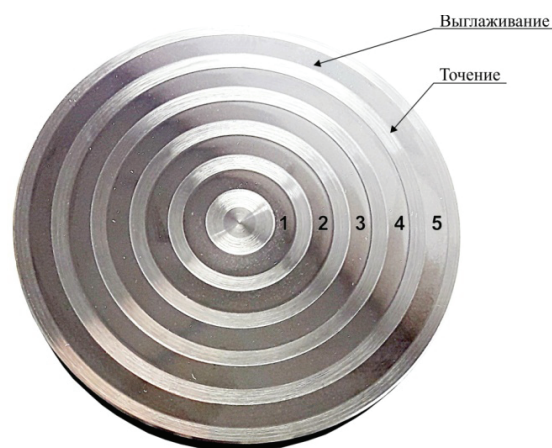
толщиной 19 мм подвергались термической обработке – закалке от температуры 1100 °C (выдержка 1 час) с охлаждением в воде. После закалки на токарно-фрезерном центре Takisawa EX-310 было выполнено чистовое точение торцевой поверхности образца инструментальной пластиной WNMG080408 с применением водоземulsionной смазочно-охлаждающей технологической среды (СОТС) при скорости резания 150 м/мин, подаче 0,08 мм/об и глубине резания 0,3 мм. После точения средняя шероховатость поверхности составляла $Ra = 1,0$ мкм, а микротвердость – 311 ± 10 HV 0,05 и 331 ± 9 HV 0,2.

Далее после точения на обработанной поверхности образца выполнялось выглаживание концентрических кольцевых участков шириной 5 мм (рис. 1). Выглаживание проводили инструментом с возможностью настройки силы выглаживания и с использованием индентора со сферической формой радиусом 2 мм из природного алмаза без применения СОТС (на воздухе). Сила выглаживания изменялась согласно данным таблицы. Диапазон изменения силы от 100 до 200 Н выбран в соответствии с исследованием выглаживания стали аналога марки AISI 316Ti, выполненном Maximov J.T. и др. [24]. В соответствии с этим исследованием и принималась величина подачи $f_b = 0,025$ мм/об.

Выбор скорости скольжения индентора ($v_s = 10$ м/мин) обоснован установленной в работе [25] предельно допустимой скоростью сухого



а



б

Рис. 1. Выглаживание на токарно-фрезерном центре Takisawa EX-310 поверхности образца (а) и кольцевые участки (б), обозначенные цифрами соответственно заданной силе выглаживания, приведенной в таблице
Fig. 1. Burnishing of the sample surface on the Takisawa EX-310 turning-milling center (a) and annular sections (b), indicated by numbers according to the given burnishing force given in Table

Параметры сухого алмазного выглаживания кольцевых участков

Parameters of dry diamond burnishing of ring sections

Режим/ Mode	Сила выглаживания F_b , Н / Burnishing force F_b , N	Скорость скольжения v_s , м/мин / sliding speed v_s m/min	Подача f_b , мм/об / feed rate f_b , mm/rev
1	200	10	0,025
2	175		
3	150		
4	125		
5	100		

выглаживания поверхности нержавеющей высокохромистой стали. Превышение допустимой скорости скольжения приводит к значительному увеличению шероховатости и появлению микро-разрушений поверхностного слоя.

Шероховатость поверхности исследовали методом 3D-профилометрии на приборе WYKO NT-1100. Получали 3D-профилограммы и определяли средние величины параметра Ra (среднеарифметического отклонения профиля) по данным анализа трех участков поверхности размерами $0,9 \times 1,2$ мм и $42,5 \times 55,8$ мкм. По результатам 3D-профилометрии проводили расчет коэффициента сглаживания микропрофиля поверхности на основе подхода, предложенного в работе [26]:

$$\delta_{Ra} = \frac{Ra_T - Ra_B}{Ra_T} 100 \%, \quad (1)$$

где Ra_T – шероховатость поверхности после предшествующей (токарной) обработки; Ra_B – шероховатость поверхности после алмазного выглаживания.

Измерение микротвердости поверхности выполнено на микротвердомере АНОТЕСН ЕсоHARD XM1270С при нагрузках на индентор Виккерса 0,49 Н (50 гс) и 1,96 Н (200 гс). С использованием результатов микродюрометрии поверхности выполнен расчет коэффициента упрочнения на основе зависимости

$$\delta_{HV} = \frac{HV_B - HV_T}{HV_T} 100 \%, \quad (2)$$

где HV_B – микротвердость поверхности после алмазного выглаживания; HV_T – исходная микротвердость точеной поверхности.

Изменение микротвердости по глубине поверхностного слоя определяли на поперечном шлифе с использованием микротвердомера

SHIMADZU HNV-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н (25 гс).

С использованием электронного сканирующего микроскопа Tescan VEGA II XMU исследовали поверхность образцов и структуру приповерхностных слоев на поперечных шлифах.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 и 3, а представлены результаты оптической 3D-профилометрии поверхности образцов после точения и сухого алмазного выглаживания на участках размером $0,9 \times 1,2$ мм. Видно, что алмазное выглаживание привело к значительному сглаживанию исходной шероховатости поверхности и соответствующему уменьшению величины среднеарифметического отклонения профиля Ra . По мере возрастания силы выглаживания от 100 до 150 Н произошло снижение среднего значения параметра шероховатости Ra с 0,21 до 0,10 мкм. Дальнейшее увеличение силы выглаживания до 175 и 200 Н, напротив, вызвало повышение средней величины Ra соответственно до 0,11 и 0,17 мкм (см. рис. 3, а).

Расчет по формуле (1) показал (рис. 3, б), что в процессе алмазного выглаживания диска из аустенитной стали в диапазоне исследуемых сил коэффициент сглаживания δ_{Ra} находится в пределах от 79 до 90 % с максимумом в случае использования нагрузки $F_b = 150$ Н. Таким образом, по критерию среднего арифметического отклонения профиля указанный наиболее благоприятный режим нормальной нагрузки обеспечивает сглаживание на 90 % микропрофиля, формируемого чистовым точением ($Ra = 1,0$ мкм), и получение в результате этого наношероховатости ($Ra = 100$ нм) даже на относительно протяженных участках поверхности размерами $0,9 \times 1,2$ мм.

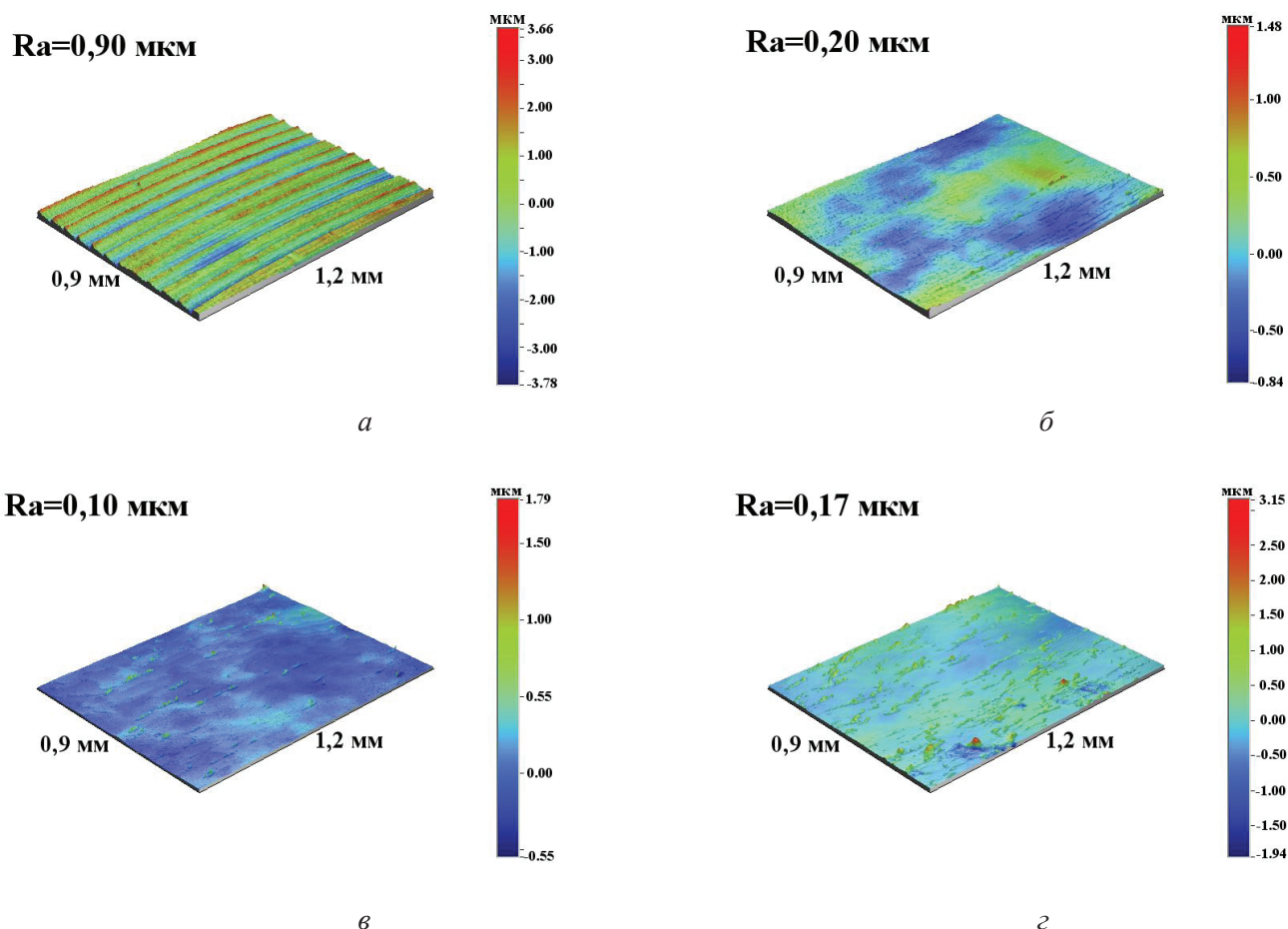


Рис. 2. Трехмерные профилограммы, снятые на участке размером 0,9×1,2 мм поверхности диска из стали 03X16H15M3T1, после обработки чистовым точением (а) и сухим алмазным выглаживанием с различной силой F_b : 100 Н (б), 150 Н (в) и 200 Н (г)

Fig. 2. Three-dimensional (3D) profilograms taken on an area of 0.9×1.2 mm of the surface of a disk made of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (a) and dry diamond burnishing with different force F_b : 100 N (б), 150 N (в) and 200 N (г)

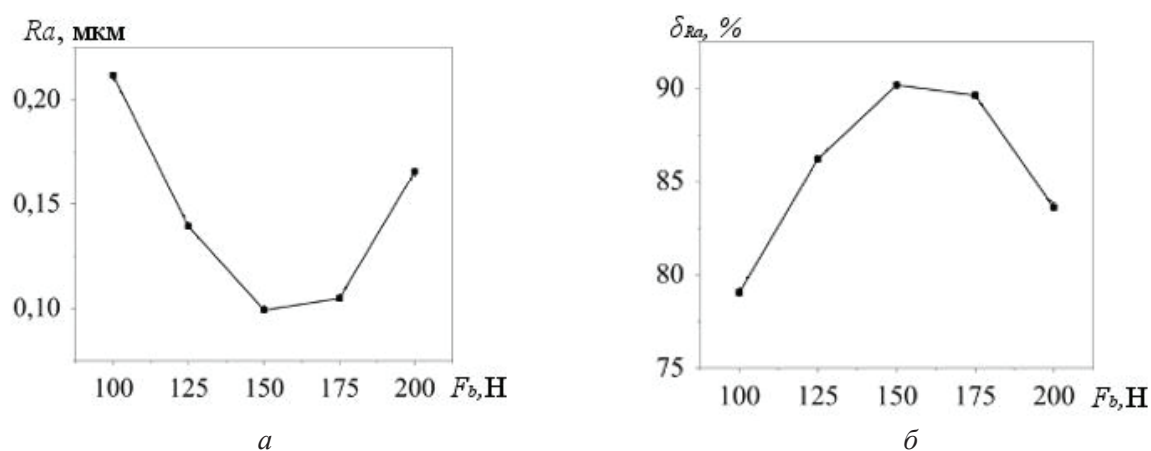


Рис. 3. Зависимости средних значений параметра шероховатости Ra (а) и коэффициента сглаживания δ_{Ra} (б) поверхности стали 03X16H15M3T1 от силы выглаживания F_b

Fig. 3. Dependence of the average values of the roughness parameter Ra (a) and the smoothing coefficient δ_{Ra} (б) of the surface of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 on the burnishing force F_b

Анализ микропрофиля поверхности, снятого в процессе 3D-профилометрии на микроучастках размером $42,5 \times 55,8$ мкм, показал, что в отличие от поверхности после точения с характерными однонаправленными крупными выступами и впадинами (рис. 4, а) на всей площади выглаженной поверхности наблюдаются обособленные углубления (рис. 4, б–г). При силе выглаживания 100 Н данные углубления имеют форму, вытянутую в направлении движения инструмента (рис. 4, б). По мере повышения силы выглаживания размер углублений существенно снижается, они приобретают округлую или овальную форму, их распределение становится более равномерным, а количество углублений возрастает (рис. 4, в, г). При этом глубина впадин с увеличением силы выглаживания, по-видимому, уменьшается, о чем свидетельствует непрерывное снижение значений параметра шероховатости Ra (см. рис. 4, б–г).

Наличие на выглаженных поверхностях выявленных углублений может быть связано с недостаточной величиной силы выглаживания и сохранением впадин профиля поверхности, формируемого предшествующей токарной обработкой (рис. 5, а). Более всего указанной причиной можно обосновать наличие вытянутых протяженных углублений на поверхности, выглаженной с минимальной исследованной силой 100 Н (см. рис. 4, б). Вместе с тем увеличение количества углублений (впадин) при выглаживании с повышенными нагрузками может быть следствием поврежденности поверхности аустенитной стали при ее адгезионном взаимодействии с алмазным индентором без применения СОТС.

Микродюрометрия выглаженной поверхности, выполненная при нагрузках 0,49 и 1,96 Н на индентор Виккерса, показала существенное влияние силы выглаживания на упрочнение материала поверхностного слоя (рис. 6). При изме-

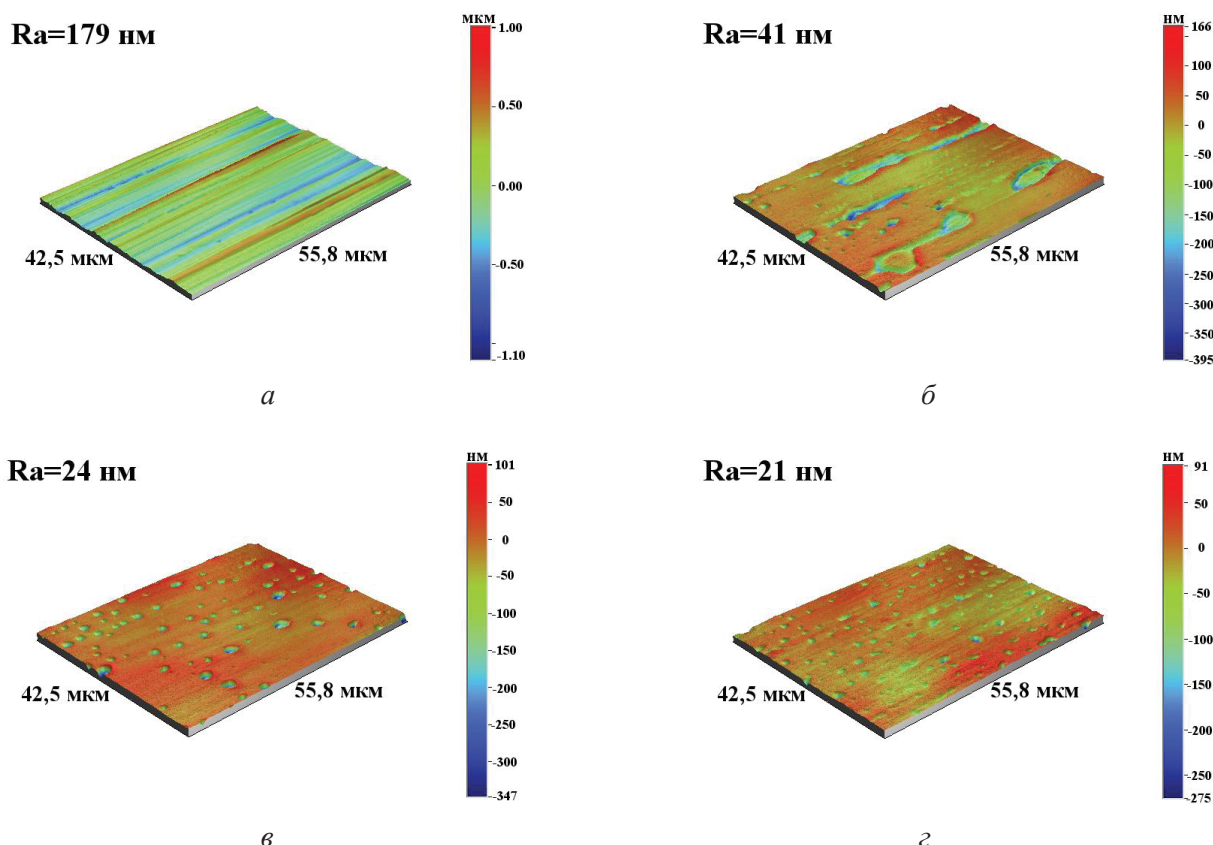
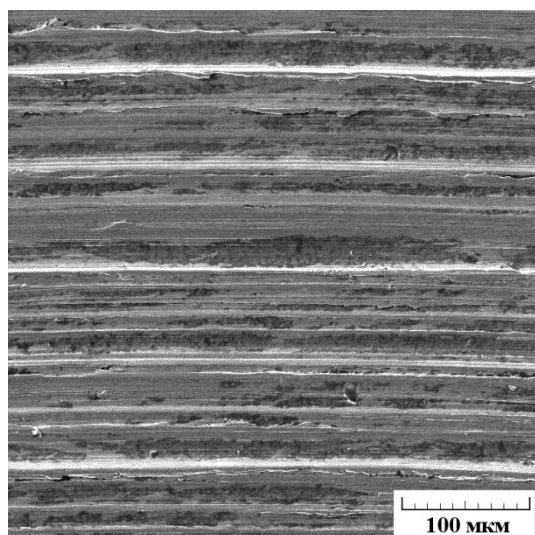
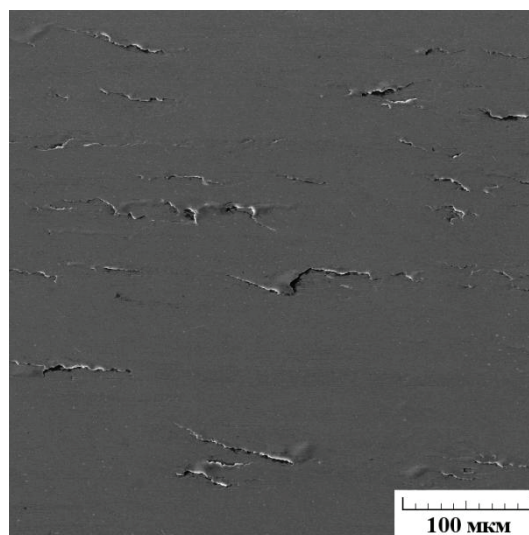


Рис. 4. Трехмерные профилограммы, снятые на участке размером $42,5 \times 55,8$ мкм поверхности диска из стали 03X16Ni15Mo3Ti1, после обработки чистовым точением (а) и сухим алмазным выглаживанием с различной силой F_b : 100 Н (б), 150 Н (в), 200 Н (г)

Fig. 4. Three-dimensional (3D) profilograms taken on an area of 42.5×55.8 μm of the surface of a disk made of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (a) and dry diamond burnishing with different force F_b : 100 N (б), 150 N (в) and 200 N (г)



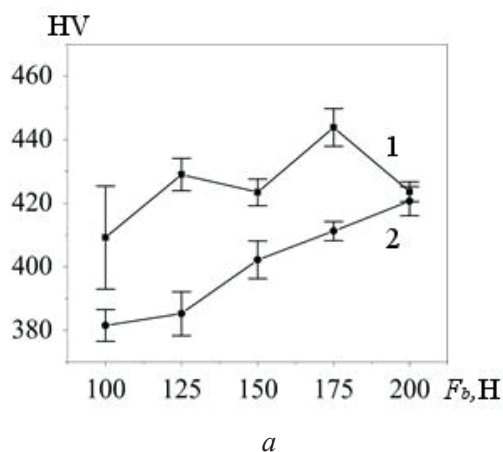
a



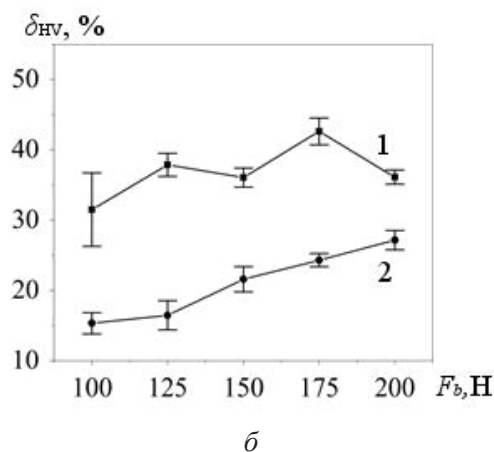
б

Рис. 5. Изображения на электронном сканирующем микроскопе поверхности диска из стали 03X16H15M3T1 после обработки чистовым точением (*a*) и сухим алмазным выглаживанием с силой $F_b = 175$ Н (*б*)

Fig. 5. SEM images of the surface of a disk made of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (*a*) and dry diamond burnishing with a force $F_b = 175$ N (*б*)



a



б

Рис. 6. Зависимости микротвердости HV (*a*) и коэффициента упрочнения δ_{HV} (*б*) поверхности стали 03X16H15M3T1 от силы выглаживания F_b : измерения микротвердости при нагрузках на индентор Виккерса 0,49 Н (кривые 1) и 1,96 Н (кривые 2)

Fig. 6. Dependence of surface microhardness HV (*a*) and hardening coefficient δ_{HV} (*б*) of the surface of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 on burnishing force F_b : microhardness measurements at loads on a Vickers indenter of 0.49 N (curves 1) and 1.96 N (curves 2)

рениях с нагрузкой 0,49 Н по мере увеличения силы выглаживания от 100 до 175 Н происходит немонотонное повышение микротвердости от 409 ± 17 HV 0,05 до 444 ± 7 HV 0,05 (см. рис. 6, *a*). Установленный максимальный уровень микротвердости поверхности стали после выглаживания с нагрузкой 175 Н наблюдается несмотря на отдельные микроразрушения в виде наплывов

и микротрещин в результате передеформирования металла под воздействием выглаживания (рис. 5, *б*).

При дальнейшем увеличении силы выглаживания до 200 Н наблюдается снижение микротвердости деформированной поверхности до 422 ± 3 HV 0,05 (рис. 6, *a*). Это может быть объяснено возникновением при максималь-

ной силе выравнивания эффекта перенаклепа, приводящего к накоплению повреждений на поверхности и локальному разрушению тонкого поверхностного слоя стали. В пользу данного утверждения свидетельствует появление на 3D-профилограмме выглаженной поверхности заметных неровностей (см. рис. 2, *з*) и соответствующее скачкообразное повышение шероховатости после увеличения силы выравнивания от 175 до 200 Н (см. рис. 3, *а*).

Из данных рис. 6, *а* следует также, что при измерениях с использованием большей нагрузки на индентор Виккерса (1,96 Н) с увеличением силы выравнивания микротвердость обработанной поверхности монотонно возрастает от 382 ± 4 HV 0,2 после выравнивания с силой 100 Н с достижением максимума 421 ± 4 HV 0,2 после выравнивания с силой 200 Н. Следовательно, связанное с перенаклепом снижение микротвердости HV 0,05 при увеличении силы выравнивания от 175 до 200 Н затрагивает только очень тонкий приповерхностный слой.

На рис. 6, *б* представлено влияние силы выравнивания на вычисленный по формуле (2) коэффициент упрочнения δ_{HV} при выравнивании по отношению к микротвердости исходной (после точения) поверхности исследуемой стали. Меньший уровень исходной микротвердости (310 ± 10 HV 0,05), установленный при измерении с нагрузкой 0,49 Н более тонкого слоя, чем при использовании нагрузки 1,96 Н (330 ± 9 HV 0,2), свидетельствует о накоплении повреждений непосредственно на поверхности стали в процессе чистового точения, обуславливающих некоторое разупрочнение материала. Согласно рис. 6, *б* алмазное выравнивание обеспечило 31...43 %-е упрочнение в тонком приповерхностном слое с экстремумом при силе выравнивания 175 Н и 15...27 %-е упрочнение в более толстом поверхностном слое с максимумом микротвердости при силе выравнивания 200 Н.

На рис. 7 показано распределение микротвердости по глубине градиентно-упрочненного поверхностного слоя стали после выравнивания при нагрузке 175 Н, обеспечившей максимум микротвердости 444 ± 7 HV 0,05 выглаженной поверхности. По мере удаления от поверхности выравнивания микротвердость, измеренная при нагрузке 0,245 Н, снижается с 400...420 HV 0,025 до 220...250 HV 0,025 на глубине 300...350 мкм.

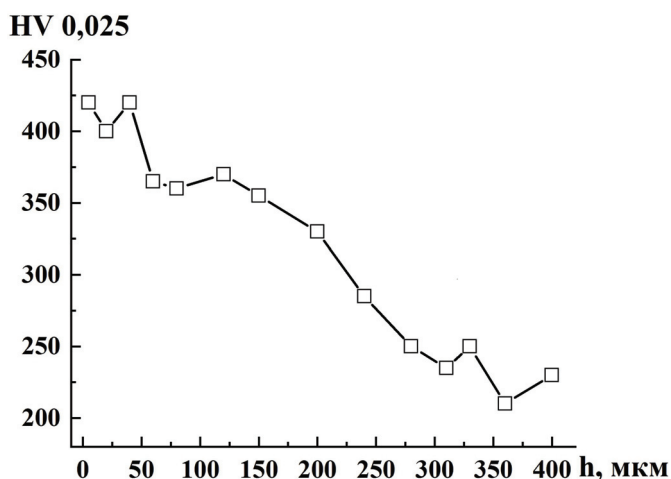


Рис. 7. Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 (h – расстояние от поверхности) после обработки сухим алмазным выравниванием с силой $F_b = 175$ Н

Fig. 7. Change in the microhardness HV 0.025 in depth of the surface layer of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by dry diamond burnishing with a force $F_b = 175$ N

Исследование на электронном сканирующем микроскопе поперечных шлифов показало, что после чистового точения структура из крупных аустенитных зерен сохраняется в поверхностном слое образца (рис. 8, *а*). Поскольку технологическая операция точения (токарная обработка) предназначена для размерной обработки резанием, ускоренное удаление материала в виде стружки не создает благоприятных условий для накопления в поверхностном слое детали больших степеней пластической деформации и сопровождающего этот процесс диспергирования структуры.

В отличие от точения сухое алмазное выравнивание с силой 175 Н сформировало выраженный поверхностный слой толщиной 30...40 мкм с сильно деформированной высокодисперсной структурой (на рис. 8, *б* слой отмечен пунктирной линией). Видно, что деформация привела не только к значительному диспергированию аустенитной структуры, но и к возникновению несплошностей в виде микропор различных размеров – от долей микрометра до 5 мкм (рис. 8, *б*). Подобные микропоры формировались и в тонком поверхностном слое метастабильной аустенитной стали AISI 321 в результате фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона [27, 28].

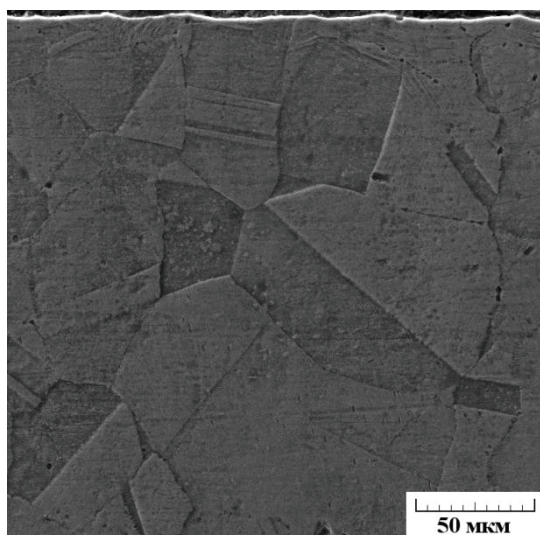
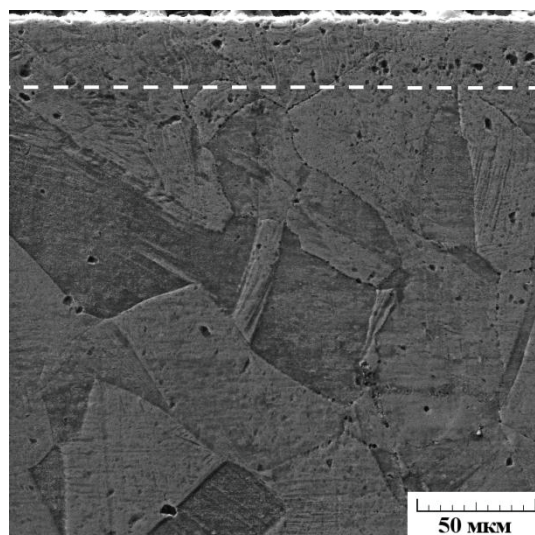

a

б

Рис. 8. Структура поверхностного слоя стали 03X16Ni15Mo3Ti1 после обработки чистовым точением (*a*) и сухим алмазным выглаживанием с силой $F_b = 175$ Н (*б*); поперечный шлиф, электронная сканирующая микроскопия, пунктиром указана граница слоя с диспергированной структурой

Fig. 8. The structure of the surface layers of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 after processing by finishing turning (*a*) dry and diamond burnishing with a force $F_b = 175$ N (*б*); cross section, electron scanning microscopy, the dotted line indicates the boundary of the layer with a dispersed structure

Известно, что микропоры (субмикропоры) деформационного происхождения в пластичных металлических материалах возникают в процессе затупления субмикротрещин, которые появляются в деформируемом металле при блокировке движущихся дислокаций такими барьерами, как включения, границы зерен, линии скольжения и др. [29, 30]. Способствует образованию микропор также то обстоятельство, что при прохождении скользящего индентора и его отдельных микронеровностей металл попадает из зоны сжимающих напряжений, в которой деформация происходит в условиях сдвига под давлением, в зону внешних растягивающих напряжений [31, 32]. Согласно [33] поры в металлах при интенсивной пластической деформации образуются именно в зонах растяжения, в то время как высокодисперсные структуры возникают только в зонах сдвига (сжатия). Растягивающие напряжения вызывают также образование микротрещин на поверхности стали при выглаживании (см. рис. 5,б).

Важно отметить, что выделенный пунктирной линией на рис. 8,б высокодисперсный слой характеризуется максимальным уровнем микротвердости 400...420 HV 0,025 (см. рис. 7). Таким образом, при микродюрметрических измерениях

с нагрузками на индентор Виккерса 0,245, 0,49 и 1,96 Н после сухого выглаживания индентором из природного алмаза с силой 175 Н на поверхности аустенитной стали 03X16Ni15Mo3Ti1 и в поверхностном слое толщиной 40 мкм установлен уровень микротвердости 400...444 HV (см. рис. 6, *a* и 7). Аналогичный уровень деформационного упрочнения (до 4,1...4,4 ГПа) наблюдался в результате интенсивной пластической деформации хромоникелевых аустенитных сталей ультразвуковой ударной обработкой бойками [34], ультразвуковой ковкой в вакууме [35] и равноканальным угловым прессованием [36]. При обработке детали из метастабильной аустенитной стали AISI 304 чистовым точением и алмазным выглаживанием с жидкой СОТС на токарно-фрезерном центре достигалось упрочнение на поверхности и поверхностном слое толщиной 75 мкм до 380...450 HV 0,025 [23].

Наноструктурирующая поверхностная механическая обработка SMAT аустенитной стали 316L (02X17Ni12M2G2), близкой по составу к исследуемой в настоящей работе стали 03X16Ni15Mo3Ti1, привела к упрочнению поверхности до 4,5 ГПа [37, 38] и наноструктурированию поверхностного слоя толщиной 40 мкм с

образованием 15 % нанокристаллического мартенсита деформации.

В проведенном нами ранее исследовании [13] на поверхности аустенитной стали 03X16H14M3T1 в условиях фрикционной обработки скользящим индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона наблюдали рост микротвердости до 720 HV 0,025 при общей глубине градиентно упрочненного слоя 300 мкм. Более интенсивному, чем в настоящей работе, упрочнению стали способствовал высокий коэффициент трения ($f = 0,47$) в процессе фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза [13], в то время как при выглаживании индентором из природного алмаза даже без применения жидкой СОТС коэффициент трения не превышает 0,1 [39].

В отличие от работ [37, 38] в исследовании [13] наблюдали почти полное отсутствие деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения: в поверхностном слое толщиной ~ 7 мкм при фрикционной обработке стали 03X16H14M3T1 образовалось не более 1,5 % (об.) α' -мартенсита деформации. Отмеченный результат обусловлен повышенным содержанием никеля (сильного стабилизатора аустенита) в стали 03X16H14M3T1 по сравнению с его количеством в стали 316L (02X17H12M2Г2) [37, 38]. При этом в работе [13] в результате фрикционной обработки на поверхности стали 03X16H14M3T1 формировались нано- и субмикрокристаллические аустенитные структуры, появлению которых предшествовало возникновение полосовых и ячеистых дислокационных структур. Формирование в деформационно-стабильных и метастабильных аустенитных сталях при фрикционном воздействии сильно разориентированных кристаллов нано- и субмикронных размеров [13–15, 40] происходит на заключительном этапе преобразования структуры за счет разворотов ячеек и их уменьшения в результате развития под действием трения ротационного механизма деформации [41].

Таким образом, установленный рост микротвердости деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 до 400...444 HV в результате сухого выглаживания индентором из природного алмаза можно объяснить формированием в поверхностном слое высокодисперсного аустенита и соответствующей активизацией зернограницного и дислокационного механизмов упрочнения.

Выводы

В результате экспериментального исследования влияния величины нормальной силы при сухом выглаживании сферическим индентором с радиусом 2 мм из природного алмаза при скорости скольжения 10 м/мин и величине подачи 0,025 мм/об на формирование шероховатости поверхности и упрочнение поверхностного слоя деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 установлено:

1) в исследованном диапазоне изменения нормальной силы выглаживания 100...200 Н величина коэффициента сглаживания исходного микропрофиля поверхности стали после чистового точения составляет 79...90 %, наибольшее сглаживание с уменьшением среднего параметра шероховатости Ra от 1,0 до 0,1 мкм достигается при силе 150 Н;

2) при алмазном выглаживании обеспечивается упрочнение исходной (после точения) поверхности на 15...43 % (до 382...444 HV), по мере увеличения силы выглаживания от 100 до 175 Н происходит немонокотное повышение средней микротвердости от 409 до 444 HV 0,05;

3) выглаживание с нагрузкой 175 Н формирует градиентно-упрочненный слой толщиной 300...350 мкм с появлением на поверхности отдельных микроразрушений в виде наплывов и микротрещин, максимальное упрочнение поверхности стали обусловлено формированием сильно диспергированного поверхностного слоя толщиной 30...40 мкм со структурой высокодисперсного аустенита и соответствующей активизацией зернограницного и дислокационного механизмов упрочнения.

Полученные результаты могут быть использованы при научно обоснованном выборе технологических параметров алмазного выглаживания деталей из коррозионно-стойких аустенитных сталей по критериям получения качественной поверхности (с низкой шероховатостью при отсутствии существенных микроразрушений) и эффективного деформационного упрочнения поверхностного слоя.

Список литературы

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2009. – Vol. 65, iss. 4–6. – P. 39–104. – DOI: 10.1016/j.msre.2009.03.001.

2. *Borgioli F.* From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, iss. 2. – Art. 187. – DOI: 10.3390/met10020187.
3. *Solomon N., Solomon I.* Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance // *Engineering Failure Analysis*. – 2017. – Vol. 79. – P. 865–875. – DOI: 10.1016/j.eng-failanal.2017.05.031.
4. Hydrogen embrittlement effects on austenitic stainless steels with ultrafine-grained structure of different morphology / E.G. Astafurova, E.V. Melnikov, S.V. Astafurov, I.V. Ratochka, I.P. Mishin, G.G. Maier, V.A. Moskvina, G.N. Zakharov, A.I. Smirnov, V.A. Bataev // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 22, iss. 4. – P. 313–326. – DOI: 10.1134/S1029959919040076.
5. Влияние насыщения водородом на структуру и механические свойства аустенитной стали 01X17H13M3, формируемые в процессе прокатки при разных температурах / Е.В. Мельников, Г.Г. Майер, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 81–97. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97.
6. The influence of intermetallic ageing during irradiation by fast neutrons on void formation in austenitic stainless steels / V.V. Sagaradze, V.A. Pavlov, V.M. Aliyabiev, B.N. Goshchitskiy, A.V. Kozlov, S.S. Lapin, Ye.N. Loguntsev, V.M. Nalesnik, N.V. Khakhalkin, V.I. Shalayev, M.G. Gaydukov, G.A. Sergeyev // *Physics of Metals and Metallography*. – 1988. – Vol. 65, iss. 5. – P. 128–135.
7. Патент № 1807735 Российская Федерация. Сталь: № 4913269/02: заявл. 10.12.1990: опубл. 30.04.1995, Бюл. № 12 / В.В. Сагарадзе, В.М. Налесник, А.Г. Шейнкман, Ю.К. Бибилашвили, В.М. Алябьев, В.И. Барсанов, А.В. Козлов, С.С. Лапин, В.А. Павлов, О.М. Сараев, А.И. Уваров, В.И. Шалаев. – 6 с.
8. Precipitation hardening and radiation damageability of austenitic stainless steels / V.V. Sagaradze, V.M. Nalesnik, S.S. Lapin, V.M. Aliabiev // *Journal of Nuclear Materials*. – 1993. – Vol. 202, iss. 1–2. – P. 137–144. – DOI: 10.1016/0022-3115(93)90036-X.
9. *Sagaradze V.V., Lapin S.S.* Unconventional approaches to the suppression of irradiation-induced swelling of stainless steels // *The Physics of Metals and Metallography*. – 1997. – Vol. 83, iss. 4. – P. 417–427.
10. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling / C. Wang, J. Han, J. Zhao, Y. Song, J. Man, H. Zhu, J. Sun, L. Fang // *Coatings*. – 2019. – Vol. 9, iss. 4. – Art. 276. – DOI: 10.3390/coatings9040276.
11. *Arifvianto B., Suyitno, Mahardika M.* Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258, iss. 10. – P. 4538–4543. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.01.021.
12. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel / Suyitno, B. Arifvianto, T.D. Widodo, M. Mahardika, P. Dewo, U.A. Salim // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2012. – Vol. 19, iss. 12. – P. 1093–1099. – DOI: 10.1007/s12613-012-0676-1.
13. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T / A.V. Makarov, P.A. Skorynina, E.G. Volkova, A.L. Osintseva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – Vol. 61, iss. 11–12. – P. 764–768. – DOI: 10.1007/s11041-020-00497-1.
14. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, П.А. Скoryнина, 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.
15. 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.
16. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel / V.P. Kuznetsov, I.Yu. Smolin, A.I. Dmitriev, S.Yu. Tarasov, V.G. Gorgots // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 285. – P. 171–178. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.
17. *Sachin B., Narendranath S., Chakradhar D.* Analysis of surface hardness and surface roughness in diamond burnishing of 17-4 PH stainless steel // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 577. – Art. 012075. – DOI: 10.1088/1757-899X/577/1/012075.
18. *Grzesik W., Zak K.* Characterization of surface integrity produced by sequential dry hard turning and ball burnishing operations // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 136, iss. 3. – Art. 031017. – DOI: 10.1115/1.4026936.

19. Influence of ball-burnishing on roughness, hardness and corrosion resistance of AISI 1045 steel / Al. Saldaña-Robles, H. Plascencia-Mora, E. Aguilera-Gómez, Ad. Saldaña-Robles, A. Marquez-Herrera, J.A. Diosdado-De la Peña // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 339. – P. 191–198. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.013.
20. Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH stainless steel / V. Chomienne, F. Valiorgue, J. Rech, C. Verdu // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2016. – Vol. 13. – P. 90–96. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2015.12.003.
21. Shiou F.-J., Hsu C.-C. Surface finishing of hardened and tempered stainless tool steel using sequential ball grinding, ball burnishing and ball polishing processes on a machining centre // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 205, iss. 1–3. – P. 249–258. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.244.
22. Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium–nickel steel / J.T. Maximov, G.V. Duncheva, A.P. Anchev, N. Ganey, I.M. Amudjev, V.P. Dunchev // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2018. – Vol. 40, iss. 4. – Art. 194. – DOI: 10.1007/s40430-018-1135-3.
23. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай, С.А. Роговая, А.Е. Киряков // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2011. – № 11 (83). – С. 16–26.
24. Influence of the process parameters on the surface roughness, micro-hardness, and residual stresses in slide burnishing of high-strength aluminum alloys / J.T. Maximov, A.P. Anchev, G.V. Duncheva, N. Ganey, K.F. Selimov // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2017. – Vol. 39. – P. 3067–3078. – DOI: 10.1007/s40430-016-0647-y.
25. 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.jmatprotec.2014.11.023.
26. Электроимпульсное полирование на основе железа, хрома и никеля / Ю.В. Синькевич, В.К. Шелег, И.Н. Янковский, Г.Я. Беляев. – Минск: БНТУ, 2014. – 325 с. – ISBN 978-985-550-516-2.
27. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 802. – Art. 140679. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.
28. Savrai R.A., Kolobylin Yu.M., Volkova E.G. Micro-mechanical characteristics of the surface layer of metastable austenitic steel after frictional treatment // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122, iss. 8. – P. 800–806. – DOI: 10.1134/S0031918X21080123.
29. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения материалов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
30. Смирнов С.В., Швейкин В.П. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. – Екатеринбург: УрО РАН, 2009. – 255 с. – ISBN 973-5-7691-2081-7.
31. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбатов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
32. The effect of contact stresses on the phase composition, strength and tribological properties of nanocrystal structures formed in steels and alloys upon sliding friction / L.G. Korshunov, V.A. Shabashov, N.L. Chernenko, V.P. Pilyugin // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2008. – Vol. 50, iss. 11–12. – P. 583–592. – DOI: 10.1007/s11041-009-9103-2.
33. Jiang W.H., Pinkerton F.E., Atzmon M. Deformation-induced nanocrystallization: A comparison of two amorphous Al-based alloys // *Journal of Materials Research*. – 2005. – Vol. 20, iss. 3. – P. 696–702. – DOI: 10.1557/JMR.2005.0090.
34. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties management // *Journal of Sound and Vibration*. – 2007. – Vol. 308. – P. 855–866. – DOI: 10.1016/j.jsv.2007.03.054.
35. 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. – P. 253–261. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.
36. Strength of ultrafine-grained corrosion-resistant steels after severe plastic deformation / O.V. Rybal'chenko, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina, G.I. Raab, N.A. Krasilnikov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 244–248. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.03.097.
37. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / T. Roland, D. Retraint, K. Lu, J. Lu // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 54, iss. 11. – P. 1949–1954. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.01.049.
38. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability / T. Roland, D. Retraint, K. Lu, J. Lu // *Materials Science and*

Engineering: A. – 2007. – Vol. 445–446. – P. 281–288. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.041.

39. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels / V.P. Kuznetsov, A.V. Makarov, S.G. Psakhie, R.A. Savrai, I.Y. Malygina, N.A. Davydova // Physical Mesomechanics. – 2014. – Vol. 17 (4). – P. 250–264. – DOI: 10.1134/S102995991404002X.

40. *Korshunov L.G.* Structure transformations during friction and wear resistance of austenitic steels // Physics of Metals and Metallography. – 1992. – Vol. 74, iss. 2. – P. 150–162.

41. *Heilmann P., Clark W.A., Rigney D.A.* Orientation determination of subsurface cells generated by sliding // Acta Metallurgica. – 1983. – Vol. 31, iss. 8. – P. 1293–1305.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

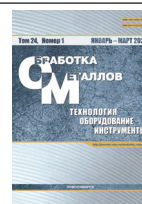
© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Normal force influence on smoothing and hardening of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 surface layer during dry diamond burnishing with spherical indenter

Viktor Kuznetsov^{1, 2, 3, a, *}, Aleksey Makarov^{1, b}, Andrey Skorobogatov^{3, c}, Polina Skorynina^{4, d},
 Sergey Luchko^{1, e}, Vitalij Sirosh^{1, f}, Nikolay Chekan^{5, g}

¹ M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy str., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

³ Federal State Budgetary Institution "National Ilizarov Medical Research Centre for Traumatology and Orthopaedics" Ministry Healthcare, Russian Federation, 6 M. Ulyanova st., Kurgan, 640014, Russian Federation

⁴ Institute of Engineering Science Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

⁵ Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, 10 Akademika Kuprevicha st., Minsk, 220141, Belarus

^a <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>, wpkuzn@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0001-7447-1962>, ufo2log@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>, polina.skorynina@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>, serojaluchko@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>, sirosh.imp@yandex.ru,
^g <https://orcid.org/0000-0002-3339-9922>, chekan@phti.by

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 December 2021

Revised: 03 January 2022

Accepted: 15 January 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Austenitic steel
 Finish turning
 Diamond burnishing
 Burnishing force
 Roughness
 Microhardness

Funding

The research was supported by the Russian Foundation for Basic Research and the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (Project No. 20-58-00057) and carried out within the state assignments of the Institute of Metal Physics, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020190116-6 and the Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020790148-1.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials"

ABSTRACT

Introduction. Sliding burnishing minimizes roughness and hardens of the steel surface. Quality of the formed surface and strength characteristics of the surface layer are determined by the burnishing speed, force and feed. Due to the danger of the surface micro-destruction during burnishing, the problem of selecting the favorable value of the normal force at a given feed arises. **The current investigation aims** to study the effect of normal force during dry diamond burnishing with a spherical indenter on smoothing the surface microprofile and strain hardening of the 03Cr16Ni15Mo3Ti1 austenitic steel surface layer. **Research methods.** Profilometry, scanning electron microscopy (SEM), microdurometry are used. **Results and discussion.** As the result of dry burnishing of deformation-stable austenitic steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 with a spherical indenter with a 2 mm radius made of natural diamond at a sliding speed of 10 m/min and feed rate of 0.025 mm/rev, it is found that in the investigated variation range of the burnishing normal force (100...200 N) the value of the smoothing coefficient of the initial steel surface microprofile after finish turning is 79...90 %, the greatest smoothing with a decrease in the average roughness parameter R_a from 1.0 to 0.1 μm is achieved at a force of 150 N; during diamond burnishing the initial (after finish turning) surface is hardened by 15...43 % (up to 382...444 HV), as the burnishing force raises from 100 to 175 N, a non-monotonic increase of the average microhardness from 409 to 444 HV 0.05 takes place; burnishing with a load of 175 N forms a gradient-hardened layer with a thickness of 300...350 μm with the appearance of individual microfractures in the form of beadings and micro-cracks on the surface, the maximum hardening is caused by the formation of a highly dispersed surface layer of 30...40 μm thick with a structure of highly dispersed austenite and the corresponding activation of grain-boundary and dislocation strengthening mechanisms. The results can be used when selecting the diamond burnishing parameters of parts made of corrosion-resistant austenitic steels according to the criteria for obtaining low surface roughness without significant microfractures and effective strain hardening of the surface layer.

For citation: Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Skorobogatov A.S., Skorynina P.A., Luchko S.N., Sirosh V.A., Chekan N.M. Normal force influence on smoothing and hardening of steel 03Cr16Ni15Mo3Ti1 surface layer during dry diamond burnishing with spherical indenter. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 6–22. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-6-22. (In Russian).

* Corresponding author

Kuznetsov Viktor P., D.Sc. (Engineering), Professor
 Ural Federal University
 named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira st.,
 620002, Ekaterinburg, Russia
 Tel.: 8 (982) 422-17-77, e-mail: wpkuzn@mail.ru

References

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65, iss. 4–6, pp. 39–104. DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001.
2. Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase. *Metals*, 2020, vol. 10, iss. 2, art. 187. DOI: 10.3390/met10020187.
3. Solomon N., Solomon I. Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance. *Engineering Failure Analysis*, 2017, vol. 79, pp. 865–875. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2017.05.031.
4. Astafurova E.G., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Maier G.G., Moskvina V.A., Zakharov G.N., Smirnov A.I., Bataev V.A. Hydrogen embrittlement effects on austenitic stainless steels with ultrafine-grained structure of different morphology. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 22, iss. 4, pp. 313–326. DOI: 10.1134/S1029959919040076.
5. Melnikov E.V., Maier G.G., Moskvina V.A., Astafurova E.G. Vliyanie nasyshcheniya vodorodom na strukturu i mekhanicheskie svoystva austenitnoi stali 01Kh17N13M3 [Influence of hydrogen saturation on the structure and mechanical properties of Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C austenitic steel during rolling at different temperatures]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, iss. 2, pp. 81–97. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-81-97.
6. Sagaradze V.V., Pavlov V.A., Alyabiev V.M., Goshchitskiy B.N., Kozlov A.V., Lapin S.S., Loguntsev Ye.N., Nalesnik V.M., Khakhalkin N.V., Shalaye V.I., Gaydukov M.G., Sergeyev G.A. The influence of intermetallic ageing during irradiation by fast neutrons on void formation in austenitic stainless steels. *Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 65, iss. 5, pp. 128–135.
7. Sagaradze V.V., Nalesnik V.M., Shejnkman A.G., Bibilashvili Yu.K., Aljab'ev V.M., Barsanov V.I., Kozlov A.V., Lapin S.S., Pavlov V.A., Saraev O.M., Uvarov A.I., Shalae V.I. *Stal'* [Steel]. Patent RF, no. 1807735, 1995.
8. Sagaradze V.V., Nalesnik V.M., Lapin S.S., Aliabiev V.M. Precipitation hardening and radiation damageability of austenitic stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, vol. 202, iss. 1–2, pp. 137–144. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90036-X.
9. Sagaradze V.V., Lapin S.S. Unconventional approaches to the suppression of irradiation-induced swelling of stainless steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 1997, vol. 83, iss. 4, pp. 417–427.
10. Wang C., Han J., Zhao J., Song Y., Man J., Zhu H., Sun J., Fang L. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling. *Coatings*, 2019, vol. 9, iss. 4, art. 276. DOI: 10.3390/coatings9040276.
11. Arifvianto B., Suyitno, Mahardika M. Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 258, iss. 10, pp. 4538–4543. DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.01.021.
12. Suyitno, Arifvianto B., Widodo T.D., Mahardika M., Dewo P., Salim U.A. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 19, iss. 12, pp. 1093–1099. DOI: 10.1007/s12613-012-0676-1.
13. Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, vol. 61, iss. 11–12, pp. 764–768. DOI: 10.1007/s11041-020-00497-1.
14. Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A. Povyshenie tribologicheskikh svoystv austenitnoi stali 12Kh18N10T nanostrukturiruyushchei friktsionnoi obrabotkoi [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.
15. 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.
16. Kuznetsov V.P., Smolin I.Yu., Dmitriev A.I., Tarasov S.Yu., Gorgots V.G. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 285, pp. 171–178. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.
17. Sachin B., Narendranath S., Chakradhar D. Analysis of surface hardness and surface roughness in diamond burnishing of 17-4 PH stainless steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 577, art. 012075. DOI: 10.1088/1757-899X/577/1/012075.

18. Grzesik W., Zak K. Characterization of surface integrity produced by sequential dry hard turning and ball burnishing operations. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2014, vol. 136, iss. 3, art. 031017. DOI: 10.1115/1.4026936.

19. Saldaña-Robles A.I., Plascencia-Mora H., Aguilera-Gómez E., Saldaña-Robles Ad., Marquez-Herrera A., Di-
osdado-De la Peña J.A. Influence of ball-burnishing on roughness, hardness and corrosion resistance of AISI 1045
steel. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 339, pp. 191–198. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.013.

20. Chomienne V., Valiorgue F., Rech J., Verdu C. Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH
stainless steel. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2016, vol. 13, pp. 90–96. DOI: 10.1016/j.
cirpj.2015.12.003.

21. Shiou F.-J., Hsu C.-C. Surface finishing of hardened and tempered stainless tool steel using sequential ball
grinding, ball burnishing and ball polishing processes on a machining centre. *Journal of Materials Processing Tech-
nology*, 2008, vol. 205, iss. 1–3, pp. 249–258. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.244.

22. Maximov J.T., Duncheva G.V., Anchev A.P., Ganev N., Amudjev I.M., Dunchev V.P. Effect of slide burnish-
ing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium–nickel steel. *Journal of the Brazilian Society of Me-
chanical Sciences and Engineering*, 2018, vol. 40, iss. 4, art. 194. DOI: 10.1007/s40430-018-1135-3.

23. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A., Rogovaya S.A., Kiryakov A.E.
Uprochnenie i povyshenie kachestva poverkhnosti detalei iz austenitnoi nerzhavayushchei stali almaznym vy-
glazhivaniem na tokarno-frezernom tsentre [The increase of strength and surface quality of austenitic stainless steel
parts by diamond burnishing on the turning-milling center]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthen-
ing Technologies and Coatings*, 2011, no. 11, pp. 16–26.

24. Maximov J.T., Anchev A.P., Duncheva G.V., Ganev N., Selimov K.F. Influence of the process parameters
on the surface roughness, micro-hardness, and residual stresses in slide burnishing of high-strength aluminum al-
loys. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2017, vol. 39, pp. 3067–3078.
DOI: 10.1007/s40430-016-0647-y.

25. 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.

26. Sin'kevich Yu.V., Sheleg V.K., Yankovskii I.N., Belyaev G.Ya. *Elektroimpul'snoe polirovanie na osnove zhe-
leza, khroma i nikelya* [Electric pulse polishing based on iron, chromium and nickel]. Minsk, BNTU Publ., 2014.
325 p. ISBN 978-985-550-516-2.

27. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact
endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests. *Materials Science and Engineer-
ing: A*, 2021, vol. 802, art. 140679. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.

28. Savrai R.A., Kolobylin Yu.M., Volkova E.G. Micromechanical characteristics of the surface layer of meta-
stable austenitic steel after frictional treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122, iss. 8, pp. 800–
806. DOI: 10.1134/S0031918X21080123.

29. Vladimirov V.I. *Fizicheskaya priroda razrusheniya materialov* [The physical nature of the destruction of
materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 280 p.

30. Smirnov S.V., Shveikin V.P. *Plastichnost' i deformiruemost' uglerodistykh stalei pri obrabotke davleniem*
[Ductility and deformability of carbon steels during pressure treatment]. Ekaterinburg, US RAS Publ., 2009. 255 p.
ISBN 973-5-7691-2081-7.

31. Kragel'skii I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Fundamentals of friction
and wear calculations]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.

32. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. The effect of contact stresses on the phase
composition, strength and tribological properties of nanocrystal structures formed in steels and alloys upon sliding
friction. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 11–12, pp. 583–592. DOI: 10.1007/s11041-009-
9103-2.

33. Jiang W.H., Pinkerton F.E., Atzmon M. Deformation-induced nanocrystallization: A comparison of two
amorphous Al-based alloys. *Journal of Materials Research*, 2005, vol. 20, iss. 3, pp. 696–702. DOI: 10.1557/
JMR.2005.0090.

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

35. 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, pp. 253–261. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.049.

36. Rybal'chenko O.V., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M., Raab G.I., Krasilnikov N.A. Strength of ultrafine-grained corrosion-resistant steels after severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 387–389, pp. 244–248. DOI: 10.1016/j.msea.2004.03.097.
37. Roland T., Retraint D., Lu K., Lu J. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 54, iss. 11, pp. 1949–1954. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.01.049.
38. Roland T., Retraint D., Lu K., Lu J. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 445–446, pp. 281–288. DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.041.
39. Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Psakhie S.G., Savrai R.A., Malygina I.Y., Davydova N.A. Tribological aspects in nanostructuring burnishing of structural steels. *Physical Mesomechanics*, 2014, vol. 17 (4), pp. 250–264. DOI: 10.1134/S102995991404002X.
40. Korshunov L.G. Structure transformations during friction and wear resistance of austenitic steels. *Physics of Metals and Metallography*, 1992, vol. 74, iss. 2, pp. 150–162.
41. Heilmann P., Clark W.A., Rigney D.A. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding. *Acta Metallurgica*, 1983, vol. 31, iss. 8, pp. 1293–1305.

Conflicts of Interest

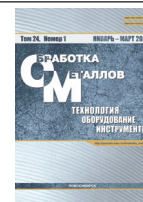
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Расчет температур при чистовом фрезеровании жаропрочного сплава марки ХН56ВМКЮ-ВД

Дмитрий Губин^а, Антон Кисель^{б, *}

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

^а  <https://orcid.org/0000-0003-1825-1310>,  gubin.89@list.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>,  kisel1988@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.914.1

История статьи:

Поступила: 30 декабря 2021
Рецензирование: 10 января 2022
Принята к печати: 15 февраля 2022
Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Теоретический расчет температур
Фрезерование
Жаропрочные сплавы на никелевой основе
Температура резания

Благодарности:

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Одной из важнейших задач при резании металлов и сплавов является контроль температурного фактора, так как температура является одним из ограничений при определении режимов резания. Этот подход позволяет определять рациональные (в некоторых случаях и оптимальные) режимы фрезерования. Экспериментальные методы определения температуры трудоемки, экономически затратные и не всегда доступны. Трудоемкость заключается в необходимости постоянной настройки экспериментального оборудования в связи с меняющимися условиями резания, электроизоляции инструмента и заготовки, появлении паразитной термоЭДС (если речь идет о методах измерения температуры термодарами), постоянной калибровке приборов и подбору коэффициентов теплового излучения (если речь идет о бесконтактных методах измерения температуры). В связи с этим возникает необходимость в теоретическом определении температур при фрезеровании с минимальным использованием экспериментальных данных. **Цель работы.** Разработать методику теоретического расчета температуры при фрезеровании (резании) жаропрочных материалов на никелевой основе (на примере сплава ХН56ВМКЮ-ВД (ЭП109-ВД)). **Методика исследования.** Для теоретического определения температур резания была сформирована математическая модель, учитывающая механические и теплофизические свойства обрабатываемого материала и их изменение в зависимости от изменения температуры при фрезеровании, геометрию режущего инструмента и особенности схематизации процесса фрезерования. Экспериментальная часть исследования проводилась на фрезерном станке КФПЭ-250 с системой ЧПУ Маяк-610. Обрабатывался материал ЭП109-ВД фрезой фирмы Seco JS513050D2C.0Z3-NXT с различными значениями скорости и подачи. Температура измерялась с помощью тепловизора модели Fluke Ti400. **Результаты и их обсуждение.** Разработана теоретическая модель расчета температуры (для группы сплавов ХН77ТЮР, ХН62МВТЮ, ХН73МБТЮ и ХН56ВМКЮ-ВД) при фрезеровании жаропрочных сплавов на никелевой основе, позволяющая при изменении условий резания (скорость, подача, глубина, геометрия режущего инструмента) спрогнозировать значение температуры на передней и задней поверхности режущего инструмента, а также температуру резания. Анализ экспериментальных и теоретически спрогнозированных значений температуры резания показал удовлетворительное совпадение соответствующих значений.

Для цитирования: Губин Д.С., Кисель А.Г. Расчет температур при чистовом фрезеровании жаропрочного сплава марки ХН56ВМКЮ-ВД // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 23–32. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-23-32.

Введение

Жаропрочные сплавы на никелевой основе широко используются в космической отрасли, авиационной и энергетической промышленности для проектирования деталей с большой механической нагрузкой и высокой рабочей тем-

пературой. Процессу обработки (фрезерование, точение и др.) жаропрочных сплавов всегда сопутствуют высокие температуры резания. Это вызвано большими значениями механических характеристик (предел прочности и действительный предел прочности), низкими коэффициентами теплопроводности и температуропроводности [1–4]. Исследование температурных явлений при резании материалов вызывает интерес в связи с тем, что температура может выступать как один из ограничивающих факторов, поэтому важно прогнозировать температуру для

*Адрес для переписки

Кисель Антон Геннадьевич, к.т.н., доцент
Омский государственный технический университет,
пр. Мира, 11,
644050, г. Омск, Россия
Тел.: +7 (999) 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

оптимизации процесса резания и увеличения срока службы инструмента [5,6]. Так, при высоких значениях температуры наблюдается повышенный износ инструмента (пластическая деформация), потеря формоустойчивости и быстрый выход из строя [5,7,8]. По этой причине температуру связывают с таким фактором, как интенсивность изнашивания, и в дальнейшем

используют как ограничивающий фактор при определении рациональных (либо оптимальных) режимов резания [5] (рис. 1).

Из рис. 1 видно, что минимальная интенсивность изнашивания инструмента для сплавов ХН70ВМТЮ и ХН70ВМТЮБ одинаковая и соответствует значению температуры около 750 °С при скорости резания 25 м/мин.

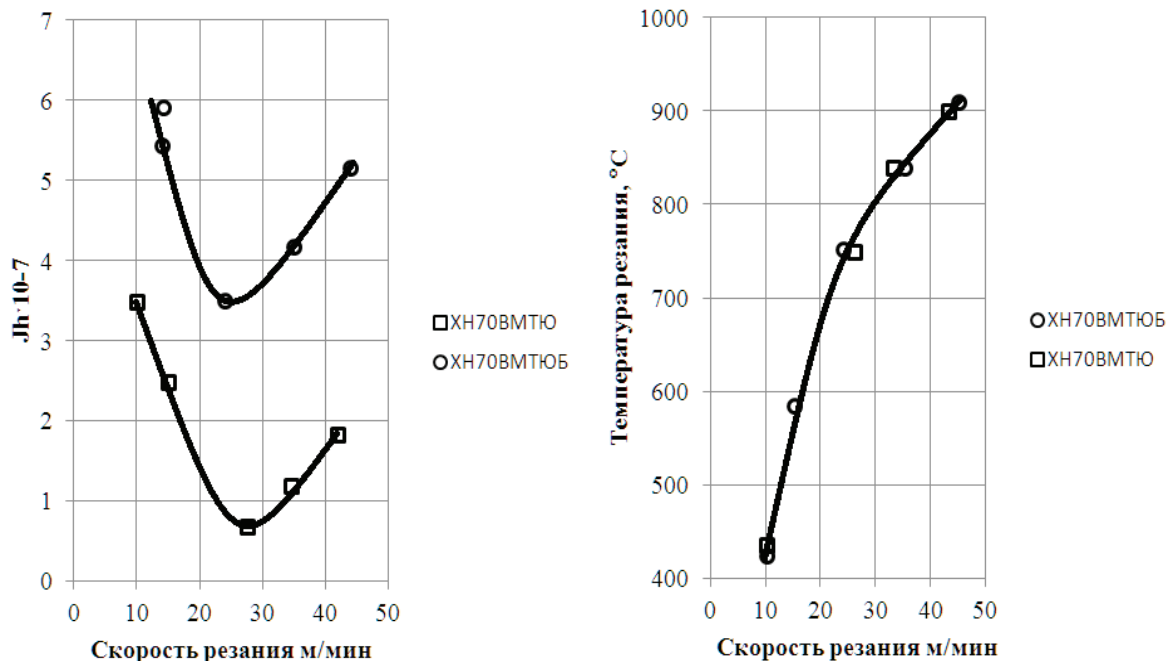


Рис. 1. Зависимость интенсивности износа резца и температуры резания от вида обрабатываемого материала и скорости резания [5]

Fig. 1. Dependence of the wear rate of the cutter and the cutting temperature on the type of workpiece and cutting speed [5]

Так, имеются рекомендации [5,9], согласно которым режимы резания целесообразно назначать, выдерживая рациональные (оптимальные) значения температуры. В работе А. Д. Макарова [5] было предложено учитывать влияние температуры на скорость резания. Был сформулирован принцип, когда при различных комбинациях скорости резания, подачи и глубины резания может быть найдена постоянная температура в зоне резания (оптимальная температура), соответствующая минимальным средним интенсивностям изнашивания.

В ряде работ, например [10–12], температура резания определялась либо экспериментально (методом естественной – искусственной термопары), либо теоретически [6,13]. Измерение температуры экспериментальными методами в производственных условиях неэффективно и

приводит к большим затруднениям. Они связаны прежде всего с настройкой дорогостоящего оборудования для постоянно меняющихся условий резания (например, изменился материал заготовки, изменилась геометрия режущего инструмента и др.) и калибровкой полученных сигналов термоЭДС (для термопар). Если измерение температуры производится бесконтактными методами (тепловизоры), то в данном случае возникает необходимость постоянно калибровать прибор при изменении обрабатываемого материала и производить постоянную фокусировку при движении режущего инструмента. Кроме того, бесконтактным методом невозможно измерить температуру при фрезеровании с использованием СОЖ либо, когда зону резания закрывает обрабатываемый материал либо стружка. Поэтому целесообразно применять программы (мето-

дики), позволяющие теоретически рассчитать (спрогнозировать) температуру для определенной группы обрабатываемых материалов с учетом влияния изменения механических характеристик в процессе резания, не прибегая при этом к большому количеству экспериментов.

Так, Эзель и др. [14] предложили теоретическую модель расчета температуры для высокоскоростного концевой фрезерования штамповых сталей, основанную на методе конечных элементов. На основе экспериментальных данных были получены коэффициенты модели, которые закладывались в программное обеспечение DEFORM-2D. Таким образом, численный метод был ограничен конкретным материалом и конкретными условиями обработки, а точность была нарушена при допущении независимости предела текучести материала от деформации, скорости деформации и температуры в процессе фрезерования.

Данная статья посвящена разработке теоретического метода расчета температуры при фрезеровании для группы сплавов на никелевой основе. Для достижения этой цели необходимо разработать математическую модель, учитывающую влияние деформации, скорости деформации и температуры на изменение предела текучести в процессе фрезерования. Кроме того, подтвердить результаты теоретического прогнозирования температуры резания экспериментально (бесконтактным методом измерения температуры). В качестве примера теоретические и экспериментальные исследования будут проводиться для жаропрочного сплава ХН56ВМКЮ-ВД.

Методика исследований

Первое, из чего нужно исходить при расчете температуры при резании, – это механические и физические свойства материала.

Второе – нужно учитывать геометрию режущего инструмента (передний угол γ° , задний угол α° , угол в плане φ° , угол наклона режущей кромки λ°) и также схематизацию процесса фрезерования, а именно глубину врезания e , учитывать количество одновременно работающих зубьев, отношение ширины фрезерования к диаметру фрезы. Геометрия режущего инструмента учитывалась через критерий Пекле, который

определяет теплообмен между обрабатываемым материалом, окружающей средой и инструментом, и через коэффициент Пекле, учитывающий скорость отвода тепла [15]:

$$Pe = \frac{v}{60} \frac{a}{1000} \frac{1}{\omega}, \quad (1)$$

$$K_{Pe} = \left[1 + \frac{1 - \exp(Pe \cdot \operatorname{tg} \varphi_y)}{Pe \cdot \operatorname{tg} \varphi_y} \right]^{-1}, \quad (2)$$

$$a = S_z \sin \varphi \cdot \cos \lambda, \quad (3)$$

$$\varphi_y = \operatorname{arctg} \frac{\cos \gamma}{\zeta - \sin \gamma}, \quad (4)$$

где a – толщина срезаемого слоя, мм; v – скорость резания, м/с; ω – коэффициент теплопроводности, $\text{м}^2/\text{с}$ (справочное значение); S_z – подача на зуб, мм/зуб; φ – действительный главный угол в плане, град; λ – угол наклона режущей кромки, град; γ – передний угол, град; φ_y – угол наклона условной плоскости сдвига, град; ζ – усадка стружки.

Третье – нужно учитывать влияние самой температуры на изменение механических свойств материала. Высокие значения температуры в процессе резания могут приводить к значительному изменению механических свойств металлов и сплавов. Известно [16–18], что в процессе резания под влиянием высоких скоростей деформации обрабатываемый материал может существенно упрочняться, а под влиянием температуры – разупрочняться.

Для исследования была выбрана группа жаропрочных сплавов, которая подчиняется одному и тому же закону разупрочнения (рис. 2). В связи с этим изменение предела текучести вышеуказанных сплавов можно описать одним обобщающим уравнением и для исследований допустимо выбрать любой из них.

Для исследований был выбран сплав ХН56ВМКЮ-ВД. Физико-механические свойства данного материала представлены в табл. 1 [17, 18].

За основу расчетов были взяты зависимости изменения действительного предела прочности от температуры при высокотемпературных испытаниях жаропрочных сплавов на растяжение (см. рис. 2), а также сведения о влиянии дефор-

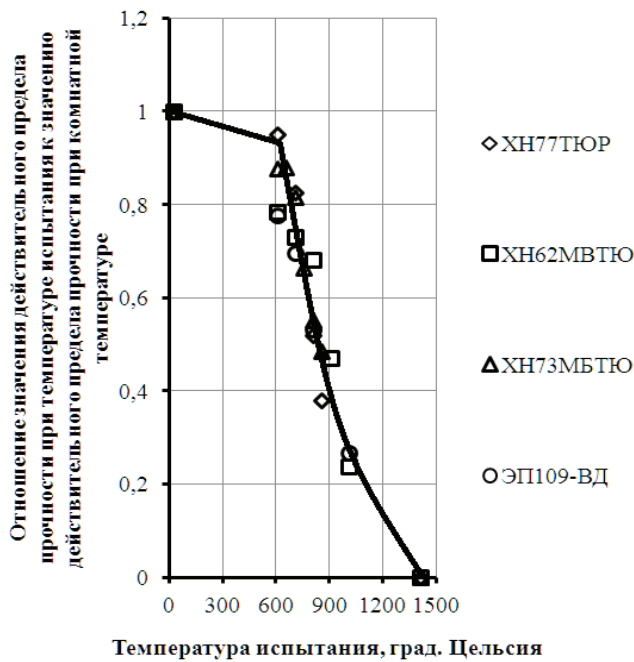


Рис. 2. Изменение механических свойств никелевых сплавов при статических испытаниях на растяжение [15, 16]

Fig. 2. Change in the mechanical properties of nickel based alloys during static tensile tests [15, 16]

мации, скорости деформации на изменение предела текучести выбранных сплавов [19]. По этим данным было построено определяющее уравнение для определения предела текучести, которое подходит для любого сплава, представленного на рис. 2:

$$\frac{\tau_p}{S_{b_0}} = A \varepsilon_p^m K_\varepsilon \exp(-B_q \Delta T'), \quad (5)$$

$$A = \left\{ \sqrt{3} \left[\sqrt{3} \ln(1 + \varepsilon_z) \right]^m \right\}^{-1}, \quad (6)$$

где $\frac{\tau_p}{S_{b_0}}$ – отношение значения действительного

предела прочности при температуре испытания к значению предела прочности при комнатной температуре; $A \varepsilon_p^m$ – уравнение упрочняемого материала (простое нагружение); m – коэффициент деформационного упрочнения; K_ε – эмпирическая константа, характеризующая влияние скорости деформации на предел текучести; B_q – эмпирическая константа, характеризующая влияние температурного разупрочнения материала; $\Delta T'$ – приращение гомологической температуры.

В литературе имеются похожие модели изменения предела текучести в зависимости от деформации, скорости деформации и температуры, например, модель Джонсона – Кука [20]:

$$\sigma = (A + B \varepsilon^{p^n}) (1 + C \ln \dot{\varepsilon}) (1 - T^m). \quad (7)$$

Однако как определяющее уравнение (5), так и модель Джонсона – Кука (7) имеют недостатки. Например, в обоих уравнениях температура выступает как независимый фактор, т. е. можно изменить температуру, просто подогрев материал. Для того чтобы учесть зависимость совместного влияния температуры, деформации, скорости деформации в процессе фрезеро-

Таблица 1

Table 1

Механические характеристики и физические свойства жаропрочных сплавов, необходимые для расчета температуры

Mechanical characteristics and physical properties of heat-resistant alloys required for temperature calculation

Марка материала / Material grade	Предел прочности, σ_b , МПа / Ultimate strength σ_u , MPa	Относительное удлинение, δ , % / Percentage elongation %EL, %	Коэффициент теплопроводности, λ , Вт/м·К / Thermal-conductivity coefficient λ , W/m·K	Объемная теплоемкость, C_V , кДж/м ³ ·К / Volumetric heat capacity C_V , kJ/m ³ ·K	Коэффициент температуропроводности, ω , м ² /с / Thermal diffusivity coefficient ω , m ² /s	Плотность ρ , кг/м ³ / Density ρ , kg/m ³
ЭП109ВД (XH56BMKЮ-ВД)/ 56% Ni–Cr–W–Mo– Co–Al	1050	17	10,53	4,39	$2,858 \cdot 10^{-6}$	8400

вания, нужно заменить в определяющем уравнении (5) отношение действительного предела прочности при температуре испытания к значению действительного предела прочности при комнатной температуре на удельную работу деформации [15]:

$$\frac{\tau_p}{S_{b0}} = \frac{dA_w}{d\varepsilon_p}, \quad (8)$$

$$A_w = \int_0^{\varepsilon_u} \frac{\tau_p}{S_{b0}} d\varepsilon. \quad (9)$$

В связи с тем что при фрезеровании условия являются квазиadiaбатическими (происходит обмен с окружающей средой и обрабатываемым материалом), температуру можно определить следующим образом:

$$\Delta T' = K_{Pe} A_w A_l, \quad (10)$$

$$A_l = \frac{S_b}{C_V T_{пл}}. \quad (11)$$

Тогда определяющее уравнение примет следующий вид:

$$A_w = A\varepsilon_p^m K_\varepsilon \exp(-B_q A_l A_w K_{Pe}) d\varepsilon. \quad (12)$$

После интегрирования уравнения (12), а затем дифференцирования, были найдены точки, в которых достигаются наибольшие значения предела прочности при резании на передней поверхности:

$$\frac{\tilde{\tau}_p}{S_{b0}} = \frac{m \exp\left(\frac{-m}{m+1}\right)}{B_{q1} \left(1 - \frac{S_{b\theta_0}}{S_{b0}}\right) A_l K_{Pe} \tilde{\varepsilon}_{\tau n}}, \quad (13)$$

$$\tilde{\varepsilon}_{\tau n} = \left[\frac{m}{AK_{\varepsilon n} B_{q1} A_l K_{Pe} \left(1 - \frac{S_{b\theta_0}}{S_{b0}}\right)} \right]^{\frac{1}{m+1}}. \quad (14)$$

Для расчета температур на задней поверхности инструмента использовались те же формулы, но с другими значениями коэффициентов:

$$\frac{\tilde{\tau}_p}{S_{b0}} = \frac{m \exp\left(\frac{-m}{m+1}\right)}{B_{q2} \left(1 - \frac{S_{b\theta_0}}{S_{b0}}\right) A_l K_{Pe} \tilde{\varepsilon}_{\tau z}}, \quad (15)$$

$$\tilde{\varepsilon}_{\tau n} = \left[\frac{m}{AK_{\varepsilon z} B_{q2} A_l K_{Pe} \left(1 - \frac{S_{b\theta_0}}{S_{b0}}\right)} \right]^{\frac{1}{m+1}}. \quad (16)$$

В силу уравнений (10–12) зависимости (13 и 15) являются источниками тепла на передней и задней поверхности соответственно. Далее с помощью метода итераций в программной среде Excel рассчитывались температуры на передней и задней поверхности и строились графики. Ниже представлены графики теоретического расчета температур на передней поверхности режущего лезвия (рис. 3) и задней поверхности режущего лезвия (рис. 4) на примере фрезерования сплава ХН56ВМКЮ твердосплавной фрезой Seco JS513050D2C.0Z3-NXT (диаметр 5 мм, количе-

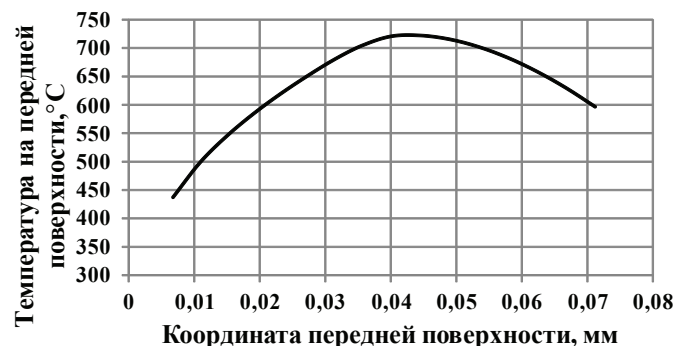


Рис. 3. Распределение температуры по передней поверхности при фрезеровании никелевого сплава ЭП109ВД (ХН56ВМКЮ-ВД) – теоретический метод

Fig. 3. Temperature distribution over the face surface during milling of nickel based alloy 56% Ni–Cr–W–Mo–Co–Al – theoretical method

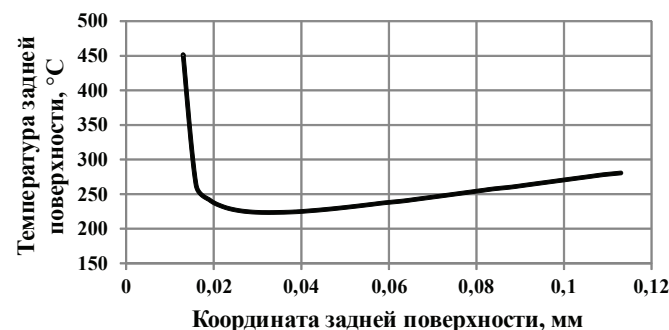


Рис. 4. Распределение температуры по задней поверхности при фрезеровании никелевого сплава ЭП109ВД (ХН56ВМКЮ-ВД) – теоретический метод

Fig. 4. Temperature distribution over the flank surface during milling of nickel based alloy 56% Ni–Cr–W–Mo–Co–Al – theoretical method

ство зубьев 3, угол подъема спирали 46° , угол в плане $\varphi = 90^\circ$, угол наклона режущей кромки $\lambda = 0^\circ$, действительный передний угол $\gamma = 8^\circ$ со следующими режимами фрезерования: $V = 15,7$ м/мин; $S_m = 52$ мм/мин; $S_z = 0,0175$ мм/зуб; $n = 1000$ об/мин; $t = 0,1$ мм.

Данные графики помогают оценить и контролировать температурный процесс при фрезеровании, так как изменение температуры непосредственно связано с изменениями режимов фрезерования (резания).

Результаты и их обсуждение

Теоретические расчеты температуры резания были подтверждены рядом экспериментальных исследований. Исследования температуры резания проводились на фрезерном станке КФПЭ-250 с системой ЧПУ Маяк-610 при симметричном фрезеровании сплава ЭП109ВД (ХН56ВМКЮ-ВД) твердосплавной фрезой фирмы Seco JS513050D2C.0Z3-NXT. Глубина фрезерования для всех опытов составляла 0,1 мм. Для измерения температуры резания использовался тепловизор модели Fluke Ti400 с погрешностью измерения нестационарного температурного поля 5 %. Фрезерование проводили с различными подачами и скоростями резания (табл. 2).

Температура резания рассчитывалась исходя из средних температур на задней и передней поверхности по формуле (рис. 5):

$$T_p = \frac{T_{\text{ПП}_{\text{ср}}} c + T_{\text{ЗП}_{\text{ср}}} h_3}{(c + h_3)}, \quad (17)$$

где $T_{\text{ПП}_{\text{ср}}}$ и $T_{\text{ЗП}_{\text{ср}}}$ – средние значения температуры на передней и задней поверхностях режущего лезвия; c и h_3 – координаты передней и задней поверхности режущего лезвия, по которым распределена температура.

Выводы

В результате исследований было выявлено, что максимальное значение температуры при фрезеровании сплава ХН56ВМКЮ-ВД со скоростью резания $V = 15,7$ м/мин, глубиной фрезерования $t = 0,1$ мм и подачей $S_z = 0,0175$ мм/зуб достигалось на передней поверхности инструмента и составляло 730°C , в то время как на задней поверхности инструмента температуры достигали значений 450°C . При этом температура резания составляла 327°C . Сопоставление экспериментальных исследований фрезерования жаропрочного сплава ХН56ВМКЮ-ВД при изменении условий резания (изменялась подача на зуб и скорость резания) с теоретическими данными дало удовлетворительный результат с доверительным интервалом 5 %. На основании экспериментальных данных можно сделать вывод, что эта методика позволяет без проведения трудоемких и затратных экспериментальных исследований теоретически рассчитать (спрог-

Таблица 2

Table 2

Результаты измерения температуры и соответствующие им теоретические расчеты для фрезерования

Temperature measurement results and corresponding theoretical calculations for milling

Номер эксперимента / Experiment No	1	2	3	4	5	6	7
$T_{\text{эксп}}, ^\circ\text{C} / T_{\text{теор}}, ^\circ\text{C}$	327	280	294	374	206	273	237
$T_p, ^\circ\text{C} / T_{\text{calc}}, ^\circ\text{C}$	342	276	316	349	216	264	231
$V, \text{м/мин} / V, \text{m/min}$	15,7	15,7	15,7	22	7,9	22	15,7
$S_z, \text{мм/зуб} / S_z, \text{mm/tooth}$	0,0175	0,0095	0,0135	0,0095	0,0055	0,0055	0,0015

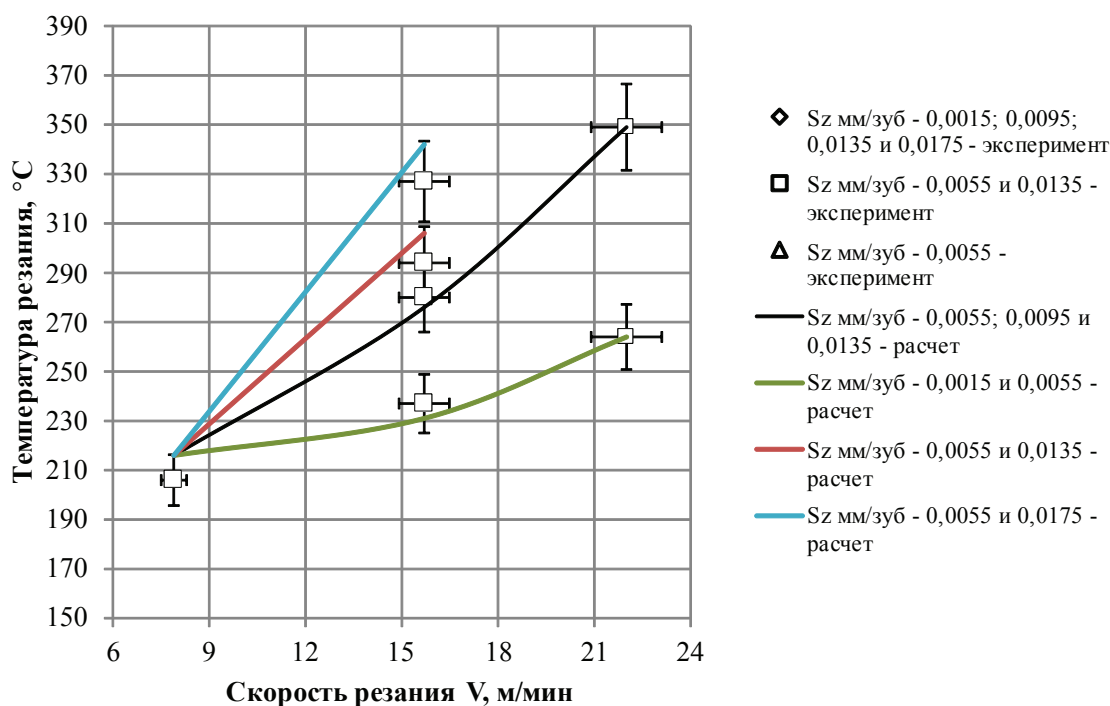


Рис. 5. Зависимость температуры резания от скорости резания и подачи при фрезеровании жаропрочного сплава ЭП109ВД (ХН56ВМКЮ-ВД)

Fig. 5. Dependence of the cutting temperature on the cutting speed and feed during milling of nickel based alloy 56% Ni–Cr–W–Mo–Co–Al

нозировать) температуры на передней и задней поверхности режущего лезвия, а также температуру резания. Эту же методику можно распространить и на другие марки жаропрочных сплавов (ХН62МВТЮ, ХН73МВТЮ, ХН77ТЮР), поскольку определяющее уравнение для них одно и то же, при расчете необходимо лишь изменить значения их физико-механических характеристик. В дальнейшем эту методику теоретического расчета температуры можно использовать при определении минимальной (целесообразной) интенсивности изнашивания режущего инструмента.

Список литературы

1. Wear behavior of solid SiAlON milling tools during high speed milling of Inconel 718 / A. Celik, M.S. Alagac, S. Turan, A. Kara, F. Kara // *Wear*. – 2017. – Vol. 378–379. – P. 58–67. – DOI: 10.1016/j.wear.2017.02.025.
2. Analysis of tool wear patterns in finishing turning of Inconel 718 / J.L. Cantero, J. Diaz-Alvarez, M.H. Miguelez, N.C. Marin // *Wear*. – 2013. – Vol. 297, iss. 1–2. – P. 885–894. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.11.004.
3. Augspurger T., Bergs T., Döbbeler B. Measurement and modeling of heat partitions and temperature fields in the workpiece for cutting Inconel 718, AISI 1045, Ti6Al4V, and AlMgSi0.5 // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 141 (6). – P. 061007. – DOI: 10.1115/1.4043311.
4. The effect of feed rate on durability and wear of exchangeable cutting inserts during cutting Ni-625 / J. Petru, T. Zlamal, R. Cep, D. Stancekova // *Tehnicki Vjesnik*. – 2017. – Vol. 24, suppl. 1. – P. 1–6. – DOI: 10.17559/TV-20131221170237.
5. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.
6. Modeling and optimization of temperature in end milling operations / J.C. Baralić, N.G. Dučić, A.M. Mitrović, P.P. Kovač, M.V. Lučić // *Thermal Science*. – 2019. – Vol. 23, iss. 6A. – P. 3651–3660. – DOI: 10.2298/TSCI190328244B.
7. Liao Y.S., Lin H.M., Wang J.H. Behaviors of end milling Inconel 718 superalloy by cemented carbide tools // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 201, iss. 1–3. – P. 460–465 – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.176.
8. Федоров С.В., Мин Х.С. Влияние комплексной поверхностной обработки на изнашивание фрезерных твердосплавных пластин при резании никелевого сплава // *Известия вузов. Физика*. – 2018. – Т. 61, № 8-2. – С. 93–97.
9. Tanaka H., Sugihara T., Enomoto T. High speed machining of Inconel 718 focusing on wear behaviors of

- PCBN cutting tool // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 46. – P. 545–548. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.03.120.
10. Identification of temperatures in cutting zone when dry machining of nickel alloy Inconel 718 / A. Czan, M. Sajgalik, J. Holubjak, L. Zauskova, T. Czanova, P. Martikan // *Procedia Manufacturing*. – 2017. – Vol. 14. – P. 66–75. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.11.008.
11. Cutting zone temperature identification during machining of nickel alloy Inconel 718 / A. Czan, I. Danis, J. Holubjak, L. Zauskova, T. Czánová, M. Mikloš, P. Martikán // *Technological Engineering*. – 2017. – Vol. 14. – P. 24–29. – DOI: 10.1515/teen-2017-0017.
12. Coz G.L., Dudzinski D. Temperature variation in the work piece and in the cutting tool when dry milling Inconel 718 // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 74, iss. 5–8. – P. 1133–1139. – DOI: 10.1007/s00170-014-6006-1.
13. Sato M., Tamura N., Tanaka H. Temperature variation in the cutting tool in end milling // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2011. – Vol. 133, iss. 2. – P. 021005. – DOI: 10.1115/1.4003615.
14. Ozela T., Altan T. Process simulation using finite element method – prediction of cutting forces, tool stresses and temperatures in high-speed flat end milling // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2000. – Vol. 40, iss. 5. – P. 713–738. – DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00080-2.
15. Heisel U., Kushner V., Storchak M. Effect of machining conditions on specific tangential forces // *Production Engineering*. – 2012. – Vol. 6, iss. 6. – P. 621–629. – DOI: 10.1007/s11740-012-0417-3.
16. Разработка математической модели кривой течения сплавов при адиабатических условиях деформирования / В.С. Кушнер, М.Г. Сторчак, О.Ю. Бургонова, Д.С. Губин // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2017. – Т. 83, № 5. – С. 45–49. – URL: <https://www.zldm.ru/jour/article/view/477/478> (дата обращения: 27.01.2022).
17. High speed turning of Inconel 718 using PVD-coated PCBN tools / S.L. Soo, S.A. Khan, D.K. Aspinwall, P. Harden, A.L. Mantle, G. Kappmeyer, D. Pearson, R. M'Saoubi // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 65, iss. 1. – P. 89–92. – DOI: 10.1016/j.cirp.2016.04.044.
18. Analytical modelling methods for temperature fields in metal cutting based on panel method of fluid mechanics / F. Klocke, M. Brockmann, S. Gierlings, D. Veselovac, D. Kever, B. Roidl, G. Schmidt, U. Semmler // *Procedia CIRP*. – 2015. – Vol. 31. – P. 352–356. – DOI: 10.1016/j.procir.2015.03.067.
19. Experimental studies for verification of thermal effects in cutting / U. Heisel, M. Storchak, P. Eberhard, T. Gaugele // *Production Engineering*. – 2011. – Vol. 5. – P. 507–515. – DOI: 10.1007/s11740-011-0312-3.
20. Shrot A., Baker M. Determination of Johnson–Cook parameters from machining simulations // *Computational Materials Science*. – 2012. – Vol. 52, iss. 1. – P. 298–304. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2011.07.035.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

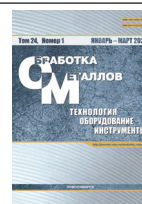
© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Calculation of temperatures during finishing milling of a nickel based alloys

Dmitry Gubin^a, Anton Kisel^{b, *}

Omsk State Technical University, 11 Prospekt Mira, Omsk, 644050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-1825-1310>, gubin.89@list.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>, kisel1988@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 December 2021

Revised: 10 January 2022

Accepted: 15 February 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Theoretical calculation of temperatures

Milling

Nickel based alloys

Cutting temperature

Acknowledgements

Research were conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. One of the most important tasks in cutting metals and alloys is the control of the temperature factor, since temperature is one of the limitations in determining cutting conditions. This approach makes it possible to determine rational (in some cases, optimal) milling modes. Experimental methods for determining the temperature are labor-consuming, costly and not always available. The labor-consuming nature lies in the need for constant adjustment of experimental equipment due to changing cutting conditions, electrical insulation of the tool and workpiece, the appearance of parasitic electrical micro-voltage (if we are talking about temperature measurement methods with thermocouples), constant calibration of instruments and selection of thermal radiation coefficients (if we are talking about non-contact measurement methods). In this regard, there is a need for a theoretical determination of temperatures during milling with minimal use of experimental data. **The purpose of the work:** to develop a method for theoretical calculation of temperature during milling (cutting) of nickel-based heat-resistant materials on the example of 56% Ni - Cr-W Mo-Co-Al alloy (56% Ni, 0.1% C, 10% Cr, 6.5% W, 6% Al, 6.5% Mo, 0.6% Si, 13% Co, 1% Fe). **Research methodology.** To determine theoretically the cutting temperatures, a mathematical model is formed that takes into account the mechanical and thermophysical properties of the material being processed and its change depending on the temperature variations during milling, the geometry of the cutting tool and the features of the schematization of the milling process. The experimental part of the study is carried out on a console milling machine KFPE-250 with a CNC system Mayak-610. The 56% Ni - Cr-W Mo-Co-Al material is processed with a Seco JS513050D2C.0Z3-NXT cutter with different speeds and feeds. The temperature is measured using a Fluke Ti400 thermal imager. **Results and discussion.** A theoretical model for calculating the temperature (for the group of 77% Ni - Cr - Ti - Al - B, 66% Ni - Cr - Mo - W - Ti - Al, 73% Ni-Cr-Mo-Nb-Ti-Al and 56% Ni - Cr-W Mo-Co-Al alloys) during milling of heat-resistant nickel-based alloys is developed, which makes it possible to predict the temperature value at the face and flank of the tool when changing cutting conditions (speed, feed, depth, cutting tool geometry), as well as the cutting temperature. An analysis of the experimental and theoretically predicted values of the cutting temperature showed a satisfactory agreement between the corresponding values.

For citation: Gubin D.S., Kisel' A.G. Calculation of temperatures during finishing milling of a nickel based alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 23–32. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-23-32. (In Russian).

References

1. Celik A., Alagac M.S., Turan S., Kara A., Kara F. Wear behavior of solid SiAlON milling tools during high speed milling of Inconel 718. *Wear*, 2017, vol. 378–379, pp. 58–67. DOI: 10.1016/j.wear.2017.02.025.
2. Cantero J.L., Díaz-Álvarez J., Miguélez M.H., Marín N.C. Analysis of tool wear patterns in finishing turning of Inconel 718. *Wear*, 2013, vol. 297, iss. 1–2, pp. 885–894. DOI: 10.1016/j.wear.2012.11.004.
3. Augspurger T., Bergs T., Döbbeler B. Measurement and modeling of heat partitions and temperature fields in the workpiece for cutting Inconel 718, AISI 1045, Ti6Al4V, and AlMgSi0.5. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2019, vol. 141 (6), p. 061007. DOI: 10.1115/1.4043311.

* Corresponding author

Kisel' Anton G., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Omsk State Technical University
 11 Prospekt Mira,
 644050, Omsk, Russian Federation
 Tel.: +7 (999) 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

4. Petru J., Zlámál T., Čep R., Sadílek M., Stančková D. The effect of feed rate on durability and wear of exchangeable cutting inserts during cutting Ni-625. *Tehnicki Vjesnik = Technical Gazette*, 2017, vol. 24, suppl. 1, pp. 1–6. DOI: 10.17559/TV-20131221170237.
5. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Cutting process optimization]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
6. Baralić J.C., Dučić N.G., Mitrović A.M., Kovač P.P., Lučić M.V. Modeling and optimization of temperature in end milling operations. *Thermal Science*, 2019, vol. 23, iss. 6A, pp. 3651–3660. DOI: 10.2298/TSCI190328244B.
7. Liao Y.S., Lin H.M., Wang J.H. Behaviors of end milling Inconel 718 superalloy by cemented carbide tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 201, iss. 1–3, pp. 460–465. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.176.
8. Fedorov S.V., Min Kh.S. Vliyanie kompleksnoi poverkhnostnoi obrabotki na iznashivanie frezernykh tverdosplavnykh plastin pri rezanii nikelovogo splava [The influence of complex surface treatment on wear of milling carbide inserts when machining of nickel alloy]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Fizika = Russian Physics Journal*, 2018, vol. 61, no. 8-2, pp. 93–97. (In Russian).
9. Tanaka H., Sugihara T., Enomoto T. High speed machining of Inconel 718 focusing on wear behaviors of PCBN cutting tool. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 46, pp. 545–548. DOI: 10.1016/j.procir.2016.03.120.
10. Czan A., Sajgalik M., Holubjak J., Zauskova L., Czanova T., Martikan P. Identification of temperatures in cutting zone when dry machining of nickel alloy Inconel 718. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 14, pp. 66–75. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.11.008.
11. Czan A., Danis I., Holubjak J., Zauskova L., Czánová T., Mikloš M., Martikán P. Cutting zone temperature identification during machining of nickel alloy Inconel 718. *Technological Engineering*, 2017, vol. 14, pp. 24–29. DOI: 10.1515/teen-2017-0017.
12. Coz G.L., Dudzinski D. Temperature variation in the work piece and in the cutting tool when dry milling Inconel 718. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 74, iss. 5–8, pp. 1133–1139. DOI: 10.1007/s00170-014-6006-1.
13. Sato M., Tamura N., Tanaka H. Temperature variation in the cutting tool in end milling. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2011, vol. 133, iss. 2, p. 021005. DOI: 10.1115/1.4003615.
14. Ozela T., Altan T. Process simulation using finite element method – prediction of cutting forces, tool stresses and temperatures in high-speed flat end milling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40, iss. 5, pp. 713–738. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00080-2.
15. Heisel U., Kushner V., Storchak M. Effect of machining conditions on specific tangential forces. *Production Engineering*, 2012, vol. 6, iss. 6, pp. 621–629. DOI: 10.1007/s11740-012-0417-3.
16. Kushner V.S., Storchak M.G., Burgonova O.Yu., Gubin D.S. Razrabotka matematicheskoi modeli krivoi techeniya splavov pri adiabaticheskikh usloviyakh deformirovaniya [Mathematical modeling of the alloy flow curve in adiabatic conditions of deformation]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Diagnostics of materials*, 2017, vol. 83, no. 5, pp. 45–49. Available at: <https://www.zldm.ru/jour/article/view/477/478> (accessed 27.01.2022).
17. Soo S.L., Khan S.A., Aspinwall D.K., Harden P., Mantle A.L., Kappmeyer G., Pearson D., M'Saoubi R. High speed turning of Inconel 718 using PVD-coated PCBN tools. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2016, vol. 65, iss. 1, pp. 89–92. DOI: 10.1016/j.cirp.2016.04.044.
18. Klocke F., Brockmann M., Gierlings S., Veselovac D., Kever D., Roidl B., Schmidt G., Semmler U. Analytical modelling methods for temperature fields in metal cutting based on panel method of fluid mechanics. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 31, pp. 352–356. DOI: 10.1016/j.procir.2015.03.067.
19. Heisel U., Storchak M., Eberhard P., Gaugele T. Experimental studies for verification of thermal effects in cutting. *Production Engineering*, 2011, vol. 5, pp. 507–515. DOI: 10.1007/s11740-011-0312-3.
20. Shrot A., Baker M. Determination of Johnson–Cook parameters from machining simulations. *Computational Materials Science*, 2012, vol. 52, iss. 1, pp. 298–304. DOI: 10.1016/j.commatsci.2011.07.035.

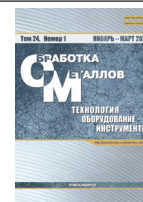
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние на вероятность удаления материала относительных вибраций абразивного инструмента и заготовки при чистовом шлифовании

Сергей Братан^{1, а, *}, Станислав Рошчупкин^{1, б}, Анастасия Часовитина^{1, в}, Капил Гупта^{2, д}

¹ Севастопольский государственный университет, ул. Университетская, 33, г. Севастополь, 299053, Россия

² Университет Йоханнесбурга, ул. Джона Орра, 7225, Кампус Дорнфонтейн, Йоханнесбург, 2028, Южная Африка

^а <https://orcid.org/0000-0002-9033-1174>, serg.bratan@gmail.com, ^б <https://orcid.org/0000-0003-2040-2560>, st.roshchupkin@yandex.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0001-6800-9392>, nastya.chasovitina@mail.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0002-1939-894X>, kgupta@uj.ac.za

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923.4

История статьи:

Поступила: 30 декабря 2021

Рецензирование: 21 января 2022

Принята к печати: 15 февраля 2022

Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Шлифование титана

Абразивное зерно

Микрорезание

Зона контакта заготовки с инструментом

Вероятность удаления материала

Вероятность неудаления материала

Финансирование:

Работа выполнена при поддержке программы Приоритет-2030 Севастопольского государственного университета (стратегический проект № 2).

Благодарности:

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Шлифование остается наиболее производительным и экономичным методом окончательной финишной обработки, обойтись без которого при производстве высокоточных деталей невозможно. Характерными особенностями шлифования материалов является то, что съем материала, шероховатость поверхности заготовки происходят за счет стохастического взаимодействия зерен абразивного материала с поверхностью заготовки при наличии взаимных колебательных движений абразивного инструмента и обрабатываемой заготовки. При обработке заготовок абразивными инструментами удаление материала осуществляется большим числом зерен, которые не имеют регулярной геометрии и случайно расположены на рабочей поверхности. Это обуславливает необходимость применения при математическом моделировании операций теории вероятностей и теории случайных процессов. В реальных условиях при шлифовании контакт круга с деталью происходит с периодически изменяющейся глубиной из-за вибраций станка, отклонений формы инструмента от круглости, неуравновешенности круга или недостаточной жесткости обрабатываемой детали. Для устранения влияния вибраций на производстве применяют инструменты с мягкими связками, снижают значение продольной и поперечной подач, однако все эти меры приводят к снижению производительности операции, что крайне нежелательно. Во избежание стоимостных потерь необходимы математические модели, адекватно описывающие процесс и учитывающие влияние вибраций на выходные показатели процесса шлифования. **Цель работы:** создание теоретико-вероятностной модели съема материала при чистовом и тонком шлифовании, позволяющей с учетом относительных вибраций абразивного инструмента и заготовки проследить закономерности его удаления в зоне контакта. **Методами исследования** являются математическое и физическое моделирование с использованием основных положений теории вероятности, законов распределения случайных величин, а также теории резания и теории деформируемого твердого тела. **Результаты и обсуждение.** Разработанные математические модели позволяют проследить влияние на съем материала наложения единичных срезов друг на друга при чистовом шлифовании материалов. Предложенные зависимости показывают закономерность съема припуска в пределах дуги контакта шлифовального круга с заготовкой. Рассмотренные особенности изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом при наличии вибраций, предложенные аналитические зависимости справедливы для широкого диапазона режимов шлифования, характеристик кругов и ряда других технологических факторов. Полученные выражения позволяют найти величину съема материала также для схем торцевого, профильного, плоского и круглого наружного и внутреннего шлифования, для чего необходимо знать величину относительных вибраций. Однако параметры технологической системы не остаются постоянными, а изменяются с течением времени, например вследствие износа шлифовального круга. Для оценки состояния технологической системы были проведены экспериментальные исследования, учитывающие вышеуказанные изменения за период стойкости шлифовального круга.

Для цитирования: Влияние на вероятность удаления материала относительных вибраций абразивного инструмента и заготовки при чистовом шлифовании / С.М. Братан, С.И. Рошчупкин, А.С. Часовитина, К. Гупта // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 33–47. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24-1-33-47.

*Адрес для переписки

Братан Сергей Михайлович, д.т.н., профессор
Севастопольский государственный университет,
ул. Университетская, 33,
299053, г. Севастополь, Россия
Тел.: +79787155019, e-mail: serg.bratan@gmail.com

Введение

Развитие науки и техники ставит задачу широкого применения в конструкциях изделий электромашиностроения, приборостроения, ядерной энергетики, ракетостроения, самолетостроения,

космической техники, медицины и в последнее время – в общем машиностроении новых материалов, к которым предъявляются повышенные требования по жаростойкости, износостойкости, коррозионной стойкости, стойкости к воздействию химикатов. Промышленные предприятия сталкиваются с задачами эффективной обработки вышеуказанных материалов.

В условиях развития рыночной экономики важнейшим фактором успешной деятельности предприятия является создание технологических процессов, обеспечивающих удовлетворение запросов потребителей. К ним относятся: снижение себестоимости выпускаемой продукции при обеспечении высоких эксплуатационных характеристик изделий, а также повышение производительности создания изделий с заданными свойствами, например, при производстве пары трения необходимо за минимальное время технологически обеспечить оптимальную структуру поверхностного слоя рабочих поверхностей деталей, создать на этапе механической обработки микрорельеф поверхности детали, близкий к равновесному состоянию. Такой подход обеспечит сокращение этапа приработки пары трения и увеличит ресурс ее работы [1].

Анализ существующих исследований в области обработки материалов показывает, что несмотря на наличие большого числа высокоточных способов обработки, таких как ультразвуковая, лазерная, высокоскоростное фрезерование и другие, наиболее используемым и производительным методом при изготовлении высокоточных деталей остается шлифование [2–6].

Шлифование – наиболее производительный и экономичный метод окончательной финишной обработки, обойтись без которого при производстве высокоточных деталей невозможно.

Характерными особенностями шлифования материалов является то, что сьем материала, шероховатость поверхности заготовки происходят за счет стохастического взаимодействия зерен абразивного материала с поверхностью заготовки при наличии взаимных колебательных движений абразивного инструмента и обрабатываемой заготовки.

При обработке заготовок абразивными инструментами удаление материала осуществляется большим числом зерен, которые не имеют

регулярной геометрии и случайно расположены на рабочей поверхности. Это обуславливает необходимость применения при математическом моделировании операций теории вероятностей и теории случайных процессов.

Значительное внимание исследованию процессов шлифования уделено в работах А.И. Грабченко, В.Л. Доброскока, В.И. Кальченко, Ф.Н. Новикова, М.Д. Узуняна, В.А. Федорова, Л.Н. Филимонова, А.В. Якимова и других авторов, которые с помощью различных статистико-вероятностных методов получили расчетные зависимости применительно к конкретным схемам и условиям шлифования. Авторами показано, что любые выводы о количестве рабочих зерен, о процентном соотношении их с зернами на поверхности круга могут иметь реальный смысл лишь применительно к конкретным, присущим данному процессу условиям, что связано с нестационарностью операций шлифования.

Первые математические модели абразивно-алмазной обработки, отражающие динамические свойства процессов, их стохастическую природу, а также нестационарность состояний технологических операций, были получены и опубликованы в 1971 г. Ю.К. Новоселовым. В 1975 г. появились публикации А.В. Королева, в которых использовался аналогичный подход.

Вышеуказанные работы внесли существенный вклад в развитие теории формообразования шлифованных поверхностей, однако в них не учитывалась специфика обработки изделий при наличии относительных вибраций круга и заготовки на выходные показатели операции шлифования, поэтому они имеют ограниченную область применения [7–10].

При обработке заготовок абразивными инструментами удаление материала осуществляется большим числом зерен, которые не имеют регулярной геометрии и случайно расположены на рабочей поверхности. Это обуславливает при моделировании таких операций целесообразность применения математического аппарата теории вероятностей и теории случайных процессов [11–14].

В реальных условиях при шлифовании контакт круга с деталью осуществляется с периодически изменяющейся глубиной из-за вибраций станка, отклонений формы инструмента от круглости, неуравновешенности круга или недоста-

точной жесткости обрабатываемой детали. Для устранения влияния вибраций на производстве применяют инструменты с мягкими связками, снижают значение продольной и поперечной подачи, однако все эти меры приводят к снижению производительности операции, что крайне нежелательно.

Для избежания стоимостных потерь необходимы математические модели, адекватно описывавшие процесс и учитывающие влияние вибраций на выходные показатели процесса шлифования [15–19].

На основе вышеизложенного целью данной работы является создание теоретико-вероятностной модели съема материала при чистовом и тонком шлифовании, позволяющей с учетом относительных вибраций абразивного инструмента и заготовки проследить закономерности его удаления в зоне контакта.

Методика исследований

Наличие взаимных колебательных движений абразивного инструмента и обрабатываемой заготовки является характерной особенностью процесса шлифования. Колебательные движения возникают из-за дисбаланса вращающихся частей станка, колебаний, поступающих извне, автоколебаний, сопровождающих процесс резания. Частота вынужденных колебаний для шлифовальных станков, по данным П.И. Ящерицына, составляет 150...350 Гц, частота автоколебаний – 300...900 Гц [1].

Наличие относительных колебательных движений шлифовального круга и заготовки приводит к изменению размеров и формы зоны контакта, к искажению траекторий относительного движения вершин абразивных зерен в обрабатываемом материале, к изменению текущей глубины микрорезания t_z (рис. 1).

Относительные смещения в направлении линии центров шлифовальной головки и заготовки вне зависимости от причин, их вызывавших, могут быть описаны уравнением

$$Y = \sum_i A_{\omega i} \cos(\omega_i \tau + \psi_{yi}), \quad (1)$$

где $A_{\omega i}$, ω_i , ψ_{yi} – амплитуда, циклическая частота и начальная фаза отклонений t_f ; τ – время контакта поверхности с инструментом.

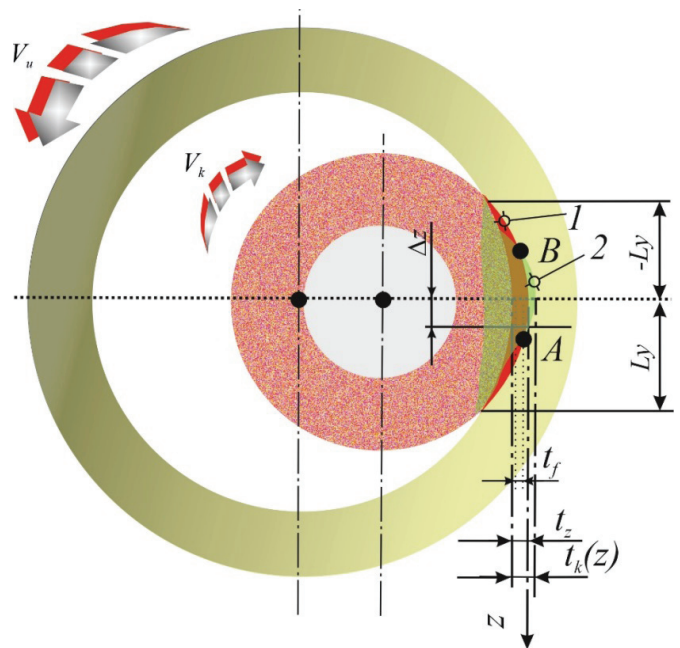


Рис. 1. Влияние вибраций на глубину микрорезания при внутреннем шлифовании

Fig. 1. Influence of vibrations on the depth of microcutting during internal grinding

Текущее значение глубины микрорезания t_z зависит от радиусов-векторов заготовки r и круга R , межцентрового расстояния A (см. рис. 1). Для наиболее выступающих зерен оно может быть определено по уравнению

$$t(z) = t_f - \frac{z^2 D d}{(d - D)} = t_f - \frac{z^2}{D_e}, \quad (2)$$

где D , d – диаметры инструмента и заготовки соответственно; D_e – эквивалентный диаметр; z – расстояние сечения заготовки до основной плоскости.

При вращении заготовки участок обрабатываемой поверхности проходит в зоне контакта от точки A до точки B . Глубина резания при отсутствии вибраций изменяется монотонно (линия 1) от нуля до t_f и от t_f до нуля, текущее время

контакта определяется выражением $\tau = \frac{z}{V_u}$.

Для точки A $z = -L$, $\tau = 0$, для точки B $z = +L$, $\tau = \frac{2L}{V_u}$.

Для сечения поверхности, проходящего через зону контакта заготовки с кругом, мгновенная глубина микрорезания единичными abra-

живными зернами с учетом (1) и (2) может быть описана функцией

$$t(k)_i = t_f - \frac{z^2}{D_e} + \sum_i A_{\omega i} \cos \left(\frac{\omega_i z}{V_u} + \psi_{yi} \right). \quad (3)$$

Для описания закономерностей удаления материала в зоне контакта в работе [20] предложены понятия вероятности удаления $P(M)$ и вероятности неудаления $P(\bar{M})$ материала. Первый показатель $P(M)$ определяется вероятностью события, при котором материал в точке обрабатываемой поверхности удален. Второй показатель $P(\bar{M})$ – вероятностью события, при котором материал с обрабатываемой поверхности не удален. Сумма вероятностей, как вероятностей событий противоположных, равна единице, а их значения зависят от положения точки в зоне контакта. Для процессов обработки заготовок абразивными инструментами вероятность удаления материала вычисляется по зависимости

$$P(M) = 1 - \exp^{-a(y) - a(y, \tau)}, \quad (4)$$

где $a(y)$ – показатель, определяющий вероятность удаления материала на уровне y до входа поверхности в зону контакта заготовки с кругом; $a(y, \tau)$ – показатель, характеризующий изменение площадей впадин, формируемых суммой профилей абразивных зерен, проходящих через рассматриваемое сечение заготовки после соответствующих контактов зерен с поверхностью заготовки.

За время Δt сечение поворачивается на угол $\Delta \varphi$ и через него проходит участок с длиной дуги $(V_k \pm V_u) \Delta \tau$, или с учетом того, что $\tau = \frac{z}{V_u}$, получим $\frac{\Delta z(V_k \pm V_u)}{V_u}$. Из общего числа зерен, прошедших через сечение, ширину профиля b_g будут иметь зерна, вершины которых расположены в слое круга $\frac{(V_k \pm V_u)}{V_u} \Delta z \Delta u$. Число таких вер-

шин вычисляется по плотности их распределения по глубине инструмента $f(u)$:

$$\Delta \lambda = n_g f(u) \frac{(V_k \pm V_u)}{V_u} \Delta z \Delta u. \quad (5)$$

При наличии вибраций ширина контура вершины, соответствующая данному уровню, является нестационарной, она не остается постоянной, а изменяется с течением времени. Ее величина может быть описана степенной зависимостью [1], которая с учетом того, что $\tau = \frac{z}{V_u}$,

вычисляется по уравнению

$$b_g(y) = C_b h^m = C_b [t(k) - y - u]^m = C_b \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e} + A_{\omega} \cos \left(\frac{\omega z}{V_u} + \psi_y \right) \right)^m. \quad (6)$$

Для описания плотности распределения вершин абразивных зерен О. Койл предложил использовать зависимость вида [17]

$$f(u) = C_h u^{\chi-1} \quad f(u) = C_h u^{\chi-1}, \quad (7)$$

где C_h – коэффициент пропорциональности кривой распределения:

$$C_h = \frac{\chi}{H_u^{\chi}},$$

здесь H_u – толщина слоя рабочей поверхности инструмента, контактирующего с заготовкой.

С учетом вышеизложенного зависимость (7) может быть представлена в виде

$$f(u) = \frac{\chi}{H_u^{\chi}} u^{\chi-1}, \quad (8)$$

где χ – параметр функции плотности распределения.

Изменение параметра $a(y, \tau)$ определяется приращением суммы поперечных размеров профилей абразивных зерен:

$$\Delta a(y, \tau) = K_c n_g b_g(\tau) f(u) \Delta u (V_k \pm V_u) \Delta \tau, \quad (9)$$

где K_c – коэффициент стружкообразования, который учитывает, что не весь материал удаляется из объема риски, а часть его вытесняется и образует по краям риски навалы.

После интегрирования уравнения (9) получим интегральное уравнение для расчета параметра $a(y, z)$ в зоне контакта:

$$a(y, z) = \int_{-L_y}^z \int_0^{t(k)-y} K_c n_g b_g f(u) \times \times \frac{V_k \pm V_u}{V_u} dudz, \quad (10)$$

где L_y – расстояние от основной плоскости до пересечения уровня с условной наружной поверхностью инструмента, определяется из уравнения

$$L_{yi} = \sqrt{(t_{ki} - y)D_e}. \quad (11)$$

Рассмотренные выше модели вершин зерен и плотностей их распределения по глубине позволяют перейти к установлению функциональных связей вероятности неудаления материала от технологических факторов.

При подстановке в уравнение (10) полученных выражений b_g и $f(u)$ из уравнений (6) и (8)

оно принимает вид

$$a(y, z) = \frac{K_c C_b (V_k \pm V_u) n_g \chi}{V_u H_u^\chi} \int_{-L_y}^z \int_0^{t(k)-y} \times \times \left(t_f - y - u - \frac{z^2}{D_e} + A_\omega \cos \left(\frac{\omega z}{V_u} + \psi_y \right) \right)^m \times \times u^{\chi-1} dudz, \quad (12)$$

После интегрирования полученного уравнения по $\dot{e}$ получим

$$a(y, z) = \frac{\Gamma(m+1)\Gamma(\chi)K_c C_b (V_k \pm V_u) n_g \chi}{\Gamma(m+\chi+1)V_u H_u^\chi} \times \times \int_{-L_y}^z \left(t_f - \frac{z^2}{D_e} - y + A_\omega \cos \left(\frac{\omega z}{V_u} + \psi_y \right) \right)^{m+\chi} dz, \quad (13)$$

где $\Gamma(m+1)$, $\Gamma(\chi)$, $\Gamma(m+\chi+1)$ – соответствующие гамма-функции.

Дальнейшее интегрирование уравнения (13) возможно только при известных значениях показателей χ , m и значениях ψ_y , характеризующих начальную фазу отклонений. Вид зависимостей определяется их суммой. При $\chi = 1, 5$, $m = 0, 5$ и $C_b = 2\sqrt{2\rho_g}$

$$a(y, z) = \frac{3\pi n_g K_c \sqrt{2\rho_g} (V_k \pm V_u) Y_{\psi_y}}{8V_u H_u^{3/2}}, \quad (14)$$

где

$$Y_{\psi_y} = \int_{-L_y}^z \left(t_f - \frac{z^2}{D_e} - y + A_\omega \cos \left(\frac{\omega z}{V_u} + \psi_y \right) \right)^2 dz.$$

Обозначим $\alpha = \frac{\omega L_y}{V_u} + \psi_y$, $\beta = \frac{\omega z}{V_u} + \psi_y$ и выполним интегрирование Y_{ψ_y} для случаев, когда начальная фаза равна: 1 – $\psi_y = 0(2\pi)$; 2 – $\psi_y = \pi$; 3 – $\psi_y = \frac{\pi}{2}$; 4 – $\psi_y = \frac{3\pi}{2}$

$$Y_{2\pi} = \frac{L_y^5 + z^5}{5D_e^2} - \frac{2(t_f - y)(L_y^3 + z^3)}{3D_e} + \frac{(z + L_y)(A^2 + 2(t_f - y)^2)}{2} + \frac{A^2 V_u (\sin 2\alpha + \sin 2\beta)}{4\omega} - \frac{4A V_u^2 (L_y \cos \alpha + z \cos \beta)}{D_e \omega^2} + \frac{2A V_u (2V_u^2 + D_e \omega^2 (t_f - y)) (\sin \alpha + \sin \beta)}{D_e \omega^3} - \frac{2A V_u (L_y^2 \sin \alpha + z^2 \sin \beta)}{D_e \omega}; \quad (15)$$

$$Y_\pi = \frac{L_y^5 + z^5}{5D_e^2} - \frac{2(t_f - y)(L_y^3 + z^3)}{3D_e} + \frac{(z + L_y)(A^2 + 2(t_f - y)^2)}{2} +$$

$$\begin{aligned}
 & + \frac{A^2 V_u (\sin 2\alpha + \sin 2\beta)}{4\omega} + \frac{4AV_u^2 (L_y \cos \alpha + z \cos \beta)}{D_e \omega^2} - \\
 & - \frac{2AV_u (2V_u^2 + D_e \omega^2 (t_f - y)) (\sin \alpha + \sin \beta)}{D_e \omega^3} + \frac{2AV_u (L_y^2 \sin \alpha + z^2 \sin \beta)}{D_e \omega};
 \end{aligned} \quad (16)$$

$$\begin{aligned}
 Y_{\frac{\pi}{2}} = & \frac{L_y^5 + z^5}{5D_e^2} - \frac{2(t_f - y)(L_y^3 + z^3)}{3D_e} + \frac{(z + L_y)(A^2 + 2(t_f - y)^2)}{2} - \\
 & - \frac{A^2 V_u (\sin 2\alpha + \sin 2\beta)}{4\omega} - \frac{4AV_u^2 (L_y \sin \alpha - z \sin \beta)}{D_e \omega^2} - \\
 & - \frac{2AV_u (2V_u^2 + D_e \omega^2 (t_f - y)) (\cos \alpha - \cos \beta)}{D_e \omega^3} + \frac{2AV_u (L_y^2 \cos \alpha - z^2 \cos \beta)}{D_e \omega};
 \end{aligned} \quad (17)$$

$$\begin{aligned}
 Y_{\frac{3\pi}{2}} = & \frac{L_y^5 + z^5}{5D_e^2} - \frac{2(t_f - y)(L_y^3 + z^3)}{3D_e} + \frac{(z + L_y)(A^2 + 2(t_f - y)^2)}{2} - \\
 & - \frac{A^2 V_u (\sin 2\alpha + \sin 2\beta)}{4\omega} + \frac{4AV_u^2 (L_y \sin \alpha - z \sin \beta)}{D_e \omega^2} - \\
 & - \frac{2AV_u (2V_u^2 + D_e \omega^2 (t_f - y)) (\cos \alpha - \cos \beta)}{D_e \omega^3} - \frac{2AV_u (L_y^2 \cos \alpha - z^2 \cos \beta)}{D_e \omega}.
 \end{aligned} \quad (18)$$

Результаты и их обсуждение

Расчет вероятности удаления материала при наличии вибраций в любой области зоны контакта при известном исходном состоянии поверхности рассчитывается при подстановке показателя $a(y, \tau) = a$ из выражения (14) в уравнение (4) с учетом параметра Y для каждого из случаев, когда начальная фаза равна: $\psi_y = 0(2\pi)$ (15); $\psi_y = \pi$ (16); $\psi_y = 0(2\pi)$ (17); $\psi_y = 0(2\pi)$ (18). Для наглядности процедуры расчета приведем численный пример.

Выполним расчет вероятности неудаления и вероятности удаления материала при шлифовании отверстий диаметром 150 мм в заготовках из титанового сплава ВТ3-1 инструментом АУ 60×25×13 63С F90 М 7 В А 35 м/с (при скорости круга 35м/с, скорости заготовки 0,25 м/с, про-

дольной подаче 33 мм/с, поперечной подаче 0,005 мм/ход). Из расчета баланса перемещений [20] определяем, что для заданных условий обработки $t_f = 11,54 \cdot 10^{-6}$ м. На основании данных исследований [20, 21, 22] принимаем: $K_c = 0,9$; $\rho_z = 7,31 \cdot 10^{-6}$ м; $n_z = 15,86$ зерен/мм². Для рассмотренных условий $L_y = 3,397 \cdot 10^{-4}$ м, $\omega = 628$ рад/с, $\nu = 100$ Гц. Расчет выполним по уравнениям (2)–(4) для уровня $y = 10,38 \cdot 10^{-6}$ м при $z = -0,8 \frac{L_y}{2}$, $A = 0,2t_f$.

Рассчитаем параметры $\alpha = \frac{\omega z}{V_u} + \psi_y$ и $\beta = \frac{\omega L_y}{V_u} + \psi_y$ для случаев, когда начальная фаза равна $\psi_y = 0$:

$$\alpha = \frac{628(-0,136 \cdot 10^{-4})}{0,25} + 0 = -0,341,$$

$$\beta = \frac{628 \cdot 3,397 \cdot 10^{-4}}{0,25} + 0 = 0,853.$$

Отсюда получим $\sin \alpha = -0,3344$,
 $\cos \alpha = 0,942$, $\sin \beta = 0,753$, $\cos \beta = 0,658$,
 $\sin \alpha = -0,3344$, $\sin 2\beta = 0,991$.

После подстановки численных значений параметров в (15) получим:

$$Y_0 = \frac{(3,397 \cdot 10^{-4})^5 + (-0,136 \cdot 10^{-3})^5}{5 \cdot 0,1^2} - \frac{2(11,54 \cdot 10^{-6} - 10,38 \cdot 10^{-6})((3,397 \cdot 10^{-4})^3 + (-0,136 \cdot 10^{-3})^3)}{3 \cdot 0,1} +$$

$$+ \frac{(-0,136 \cdot 10^{-3} + 3,397 \cdot 10^{-4})((2,308 \cdot 10^{-6})^2 + 2(11,54 \cdot 10^{-6} - 10,38 \cdot 10^{-6})^2)}{2} +$$

$$+ \frac{(2,308 \cdot 10^{-6})^2 0,25(-0,63 + 0,991)}{4 \cdot 628} -$$

$$- \frac{4 \cdot 2,308 \cdot 10^{-6} \cdot 0,25^2(3,397 \cdot 10^{-4} \cdot 0,942 + -0,136 \cdot 10^{-3} \cdot 0,658)}{0,1 \cdot 628^2} +$$

$$+ \frac{2 \cdot 2,308 \cdot 10^{-6} \cdot 0,25(2 \cdot 0,25^2 + 0,1 \cdot 628^2(11,54 \cdot 10^{-6} - 10,38 \cdot 10^{-6}))(-0,3344 + 0,753)}{0,1 \cdot 628^3} -$$

$$- \frac{2 \cdot 2,308 \cdot 10^{-6} \cdot 0,25((3,397 \cdot 10^{-4})^2(-0,3344) + (-0,136 \cdot 10^{-3})^2 0,753)}{0,1 \cdot 628} = 1,22 \cdot 10^{-15}.$$

Затем по уравнению (14) рассчитываем значение показателя с учетом вибраций $a(y, \tau) = a(y, z)$:

$$a(y, z) = \frac{3 \cdot 3,14 \cdot 15,866 \cdot 10^6 \cdot 1 \sqrt{2 \cdot 7,31 \cdot 10^{-6}} \times (35 \pm 0,25) 1,22 \cdot 10^{-15}}{8 \cdot 0,25(11,54 \cdot 10^{-6})^{3/2}} = 0,282.$$

При отсутствии вибраций показатель $a_{cm}(y, z)$ может быть рассчитан по зависимости [21]:

$$a_{cm}(y, z) = \frac{3\pi n_g K_c \sqrt{2\rho_g} (V_k \pm V_u)(t_f - y)^2}{8V_u H_u^{3/2}} \times$$

$$\times \left(z - \frac{2z^3}{\sqrt[3]{L_y}} + \frac{z^5}{5L_y} + \frac{8}{15} L_y \right). \quad (19)$$

При подстановке в выражение (19) выше-рассмотренных значений параметров получим значение показателя $a_{cm}(y, z)$ при отсутствии вибраций:

$$a_{cm}(y, z) = \frac{3 \cdot 3,14 \cdot 15,86 \cdot 10^6 \cdot 1 \sqrt{2 \cdot 7,31 \cdot 10^{-6}} (35 \pm 0,25) (11,54 \cdot 10^{-6} - 10,38 \cdot 10^{-6})^2}{8 \cdot 0,25(11,54 \cdot 10^{-6})^{3/2}} \times$$

$$\times (-0,136 \cdot 10^{-3} - \frac{2(-0,136 \cdot 10^{-3})^3}{\sqrt[3]{3,397 \cdot 10^{-4}}} + \frac{(-0,136 \cdot 10^{-3})^5}{5 \cdot 3,397 \cdot 10^{-4}} + \frac{8}{15} 3,397 \cdot 10^{-4}) = 0,014.$$

Абсолютная погрешность ΔA расчетов составила:

$$\Delta A = |a_{cm}(y, z) - a(y, z)| =$$

$$= |0,014 - 0,313| = 0,299,$$

$$\delta_A = \frac{\Delta A}{a(y, z)} 100 \% = \frac{0,299}{0,313} 100 \% = 95,5 \%.$$

Для проверки результатов расчетов были проведены экспериментальные исследования. На станке Knuth RSM 500 CNC было выполнено шлифование отверстий диаметром 150 мм в заготовках из титанового сплава BT3-1 инструментом AW 60×25×13 63C F90 M 7 B A 35 м/с (при скорости круга 35 м/с, скорости заготовки 0,25 м/с, продольной подаче 33 мм/с, поперечной подаче 0,005 мм/ход). С опытных образцов после операции шлифования были сняты профилограммы, по которым оценивалось значение показателя $a_{\text{экспер}}(y, z)$ (табл. 1) и определена относительная погрешность (табл. 2).

Вероятность события, характеризующего удаление поверхностного слоя на уровне $y = 0,004$ мм при значении показателя $a_0 = 0,545$, вычисляется по уравнению путем подстановки результатов расчета $a(y, \tau)$ в выражение (4):

$$P(M) = 1 - \exp^{-a_0 - a(y, \tau)} = 1 - \exp^{-0,545 - 0,282} = 0,576.$$

Таблица 1

Table 1

Значения показателя a , характеризующего изменение вероятности удаления материала на рассматриваемом уровне

The values of the indicator a characterizing the change in the probability of material removal at the considered level

Значение показателя a / The value of the indicator a	Номер опыта / Experiment No.				
	1	2	3	4	5
$a_{\text{экспер}}(y, z)$ / $a_{\text{experiment}}(y, z)$	0,392	0,313	0,264	0,4	0,305
$a_{\text{cm}}(y, z)$	0,014				
$a(y, z)$	0,282				

Таблица 2

Table 2

Относительная погрешность вычислений

Relative error of calculations

Экспериментальные (действительные) величины / Experimental (actual) values	Относительная погрешность / Relative error	
	$\delta_A = \frac{\Delta A}{a_{\text{экспер}}(y, z)} 100, \%$ $\delta_A = \frac{\Delta A}{a_{\text{experiment}}(y, z)} 100, \%$	
$a_{\text{экспер}}(y, z)$ / $a_{\text{experiment}}(y, z)$	$a_{\text{cm}}(y, z)$	$a(y, z)$
0,392	96,4	28,06
0,313	91,05	9,9
0,264	94,6	6,82
0,4	96,5	29,5
0,305	95,4	7,54

Вероятность отсутствия удаления материала, как противоположное событие, может быть определено из формулы полной вероятности:

$$P(\bar{M}) = 1 - P(M) = 1 - 0,576 = 0,424.$$

Полученные расчеты показывают, что вероятность удаления при значениях $A = 0,2t_f$,

$$z = -0,8 \frac{L_y}{2}, L_y = 3,397 \cdot 10^{-4} \text{ м}, y = 10,38 \cdot 10^{-6} \text{ м},$$

$$t_f = 11,54 \cdot 10^{-6} \text{ м}, \omega = 628 \text{ рад/с}, \nu = 100 \text{ Гц}$$

равна 0,424. Это означает, что 42 % материала будет удалено, а 58 % обрабатываемого материала останется на поверхности в виде микронеровностей.

Для других уровней y и значений частот колебаний рассматриваемого примера расчетные данные по вероятности удаления материала представлены на рис. 2 и 3 и в табл. 3.

Анализ полученных данных дает наглядную иллюстрацию закономерности удаления материала вдоль зоны контакта на различных уровнях при различных частотах относительных колебаний шлифовального круга и заготовки.

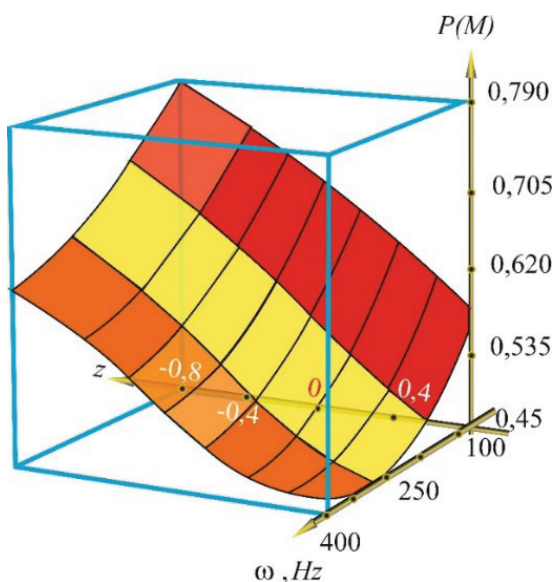


Рис. 2. Изменение вероятности удаления материала вдоль зоны контакта от величины относительных вибраций при внутреннем шлифовании

Fig. 2. Change in the probability of material removal along the contact zone from the magnitude of relative vibrations during internal grinding

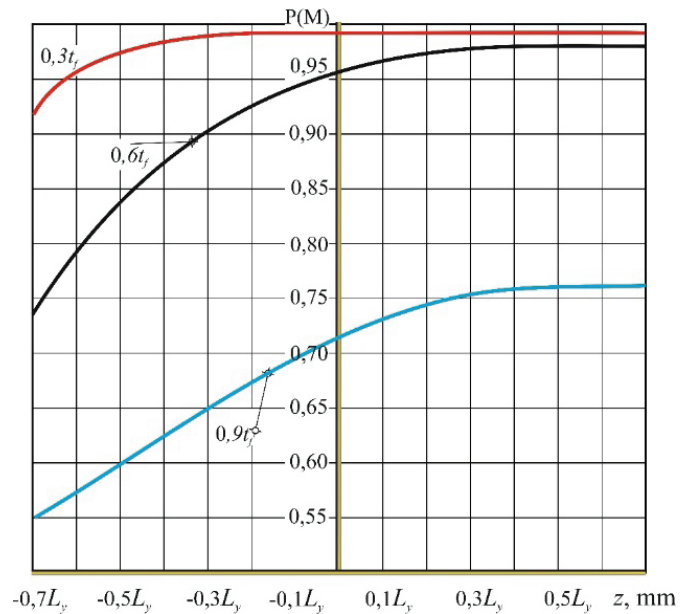


Рис. 3. Изменение вероятности удаления материала вдоль зоны контакта от уровня прохождения зерен в материале заготовки при внутреннем шлифовании при величине относительных вибраций 100 Гц

Fig. 3. Change in the probability of material removal along the contact zone from the level of grain passage in the workpiece material during internal grinding at a relative vibration value of 100 Hz

Полученные данные показывают, что при прохождении поверхности зоны контакта круга с заготовкой вероятность удаления металла увеличивается в пределах фактической глубины резания и уменьшается с увеличением частоты относительных колебаний инструмента и заготовки на всех уровнях. Наиболее интенсивно вероятность повышается при значении $z > 0$, когда абразивные зерна проходят основную плоскость. Это объясняется тем, что в этот период глубина резания максимальна и в резании участвует наибольшее число абразивных зерен. За счет наличия вибраций сьем интенсивно еще растет и после прохождения зернами уровня основной плоскости.

Предложенные модели позволяют проследить закономерность съема припуска в пределах дуги контакта шлифовального круга с заготовкой.

Выводы

Разработанные математические модели позволяют проследить влияние на сьем материала наложения единичных срезов друг на друга при

Таблица 3

Table 3

Изменение вероятности удаления материала вдоль зоны контакта на различных уровнях от значений относительных вибраций шлифовального круга и заготовки при шлифовании отверстий

The change in the probability of material removal along the contact zone at different levels depends on the values of the relative vibrations of the grinding wheel and the workpiece during grinding holes

Удаление материала	$z, \text{ м}$	$P(M)$			
		$\nu, \text{ Гц}$			
		100	200	300	400
$y = 0,3t_f, \text{ м}$	–0,36	0,925	0,816	0,984	0,973
	–0,27	0,977	0,931	0,994	0,992
	–0,18	0,995	0,958	0,998	0,997
	–0,09	0,999	0,987	0,999	0,999
	0	1	0,997	1	1
	0,09	1	0,999	1	1
	0,18	1	1	1	1
	0,27	1	1	1	1
	0,36	1	1	1	1
$y = 0,6t_f, \text{ м}$	–0,27	0,769	0,477	0,623	0,844
	–0,20	0,853	0,548	0,652	0,876
	–0,14	0,914	0,652	0,699	0,899
	–0,07	0,953	0,763	0,769	0,922
	0	0,976	0,855	0,843	0,947
	0,07	0,988	0,917	0,901	0,963
	0,014	0,994	0,954	0,929	0,977
	0,20	0,997	0,974	0,961	0,984
	0,27	0,999	0,985	0,974	0,989
$y = 0,9t_f, \text{ м}$	–0,14	0,576	0,488	0,45	0,465
	–0,11	0,608	0,515	0,463	0,466
	–0,07	0,639	0,546	0,485	0,475
	–0,03	0,669	0,579	0,514	0,497
	0	0,698	0,612	0,548	0,526
	0,03	0,724	0,644	0,581	0,558
	0,07	0,749	0,673	0,613	0,587
	0,11	0,770	0,699	0,64	0,61
	0,14	0,788	0,721	0,661	0,629

чистовом шлифовании материалов. Предложенные зависимости показывают закономерность съема припуска в пределах дуги контакта шлифовального круга с заготовкой. Рассмотренные особенности изменения вероятности удаления материала при контакте обрабатываемой поверхности с абразивным инструментом при наличии вибраций, а также предложенные аналитические зависимости справедливы для широкого диапазона режимов шлифования, характеристик кругов и ряда других технологических факторов [20–22].

Полученные выражения позволяют найти величину съема материала также для схем

торцевого, профильного, плоского и круглого наружного и внутреннего шлифования, для чего необходимо знать величину относительных вибраций. Однако параметры технологической системы не остаются постоянными, а изменяются с течением времени, например вследствие износа шлифовального круга. Для оценки состояния технологической системы необходимо проведение экспериментальных исследований, учитывающих вышеуказанные изменения за период стойкости шлифовального круга. Одним из путей определения параметров технологической системы является натурный эксперимент.



Экспериментальная апробация результатов была проведена на шлифовальном станке с ЧПУ марки Knuth RSM 500 CNC в центре коллективного пользования «Инжиниринг и промдизайн» СевГУ при обработке элементов экспериментальной системы – насос, разработанной в Севастопольском государственном университете. В конструкции данного изделия предусмотрены детали (ротор ведущий), выполненные из сплава титана марки BT3-1, параметры качества которых обеспечиваются только на операциях шлифования.

Список литературы

1. *Novoselov Y., Bogutsky V., Shron L.* Patterns of removing material in workpiece – grinding wheel contact area // *Procedia Engineering*. – 2017. – Vol. 206. – P. 991–996. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.583.
2. *Kassen G., Werner G.* Kinematische Kenngrößen des Schleifvorganges // *Industrie-Anzeiger*. – 1969. – N 87. – P. 91–95.
3. *Malkin S., Guo C.* Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives. – New York: Industrial Press, 2008. – 372 p. – ISBN 978-0-8311-3247-7.
4. *Hou Z.B., Komanduri R.* On the mechanics of the grinding process. Pt. 1. Stochastic nature of the grinding process // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2003. – Vol. 43. – P. 1579–1593. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00186-X.
5. *Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D.* A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation // *MATEC Web of Conferences*. – 2018. – Vol. 148. – P. 09004–09008. – DOI: 10.1051/mateconf/20181480900.
6. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation / *M. Leonesio, P. Parenti, A. Cassinari, G. Bianchi, M. Monn* // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 4. – P. 166–171. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.
7. *Sidorov D., Sazonov S., Revenko D.* Building a dynamic model of the internal cylindrical grinding process // *Procedia Engineering*. – 2016. – Vol. 150. – P. 400–405. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.06.739.
8. *Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K.* Dynamic model of the grinding process // *Journal of Sound and Vibration*. – 2005. – Vol. 280. – P. 425–432. – DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.
9. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding / *M. Ahrens, J. Damm, M. Dagen, B. Denkena, T. Ortmaier* // *Procedia CIRP*. – 2017. – Vol. 58. – P. 422–427. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.
10. *Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J.* Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2008. – Vol. 48. – P. 832–840. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.
11. *Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A.* An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 1. – P. 382–387. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.
12. Dynamic modeling and simulation of a non-linear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface / *J. Jung, P. Kim, H. Kim, J. Seok* // *Simulation Modeling Practice and Theory*. – 2015. – Vol. 57. – P. 88–99. – DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.
13. *Yu H., Wang J., Lu Y.* Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 86. – P. 1933–1943. – DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.
14. *Guo J.* Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 75. – P. 1245–1252. – DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.
15. *Soler Ya.I., Le N.V., Si M.D.* Influence of rigidity of the hardened parts on forming the shape accuracy during flat grinding // *MATEC Web of Conferences*. – 2017. – Vol. 129. – P. 01076. – DOI: 10.1051/mateconf/201712901076.
16. *Солер Я.И., Хоанг Н.А.* Влияние глубины резания на высотные шероховатости инструментов из стали У10А при плоском шлифовании кругами из кубического нитрида бора // *Авиационное строительство и транспорт Сибири: сборник статей IX Всероссийской научно-практической конференции / Иркутский национальный исследовательский технический университет. – Иркутск, 2017. – С. 250–254.*
17. *Бубнов В.А., Князев А.Н.* Титан и его сплавы в машиностроении // *Вестник Курганского государственного университета. Серия: Технические науки*. – 2016. – № 3 (42). – С. 92–96.
18. *Носенко В.А., Федотов Е.В., Даниленко М.В.* Математическое моделирование распределения вершин зерен при шлифовании в результате различных видов изнашивания с использованием марковских случайных процессов // *Международный научно-исследовательский журнал*. – 2015. – № 2-1 (33). – С. 101–106.
19. *Gorbatyuk S.M., Kochanov A.V.* Method and equipment for mechanically strengthening the surface of rolling-mill rolls // *Metallurgist*. – 2012. – Vol. 56, N 3–4. – P. 279–283.

20. Вероятностная модель удаления поверхностного слоя при шлифовании хрупких неметаллических материалов / С.М. Братан, С.И. Рошупкин, А.О. Харченко, А.С. Часовитина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 6–16. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-6-16.

21. *Bratan S., Roshchupkin S., Chasovitina A.* The correlation of movements in the technological system

during grinding precise holes // Materials Science Forum. – 2021. – Vol. 1037. – P. 384–389. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1037.384.

22. *Kharchenko A., Chasovitina A., Bratan S.* Modeling of regularities of change in profile sizes and wear areas of abrasive wheel grains during grinding // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 38, pt. 4. – P. 2088–2091. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.154.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

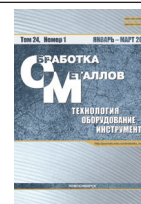
© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



The effect of the relative vibrations of the abrasive tool and the workpiece on the probability of material removing during finishing grinding

Sergey Bratan^{1, a, *}, Stanislav Roshchupkin^{1, b}, Anastasia Chasovitina^{1, c}, Kapil Gupta^{2, d}

¹ Sevastopol State University, 33 Universitetskaya str., Sevastopol, 299053, Russian Federation

² University of Johannesburg, 7225 John Orr Building Doornfontein Campus, Johannesburg, 2028, South Africa

^a <https://orcid.org/0000-0002-9033-1174>, serg.bratan@gmail.com, ^b <https://orcid.org/0000-0003-2040-2560>, st.roshchupkin@yandex.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-6800-9392>, nastya.chasovitina@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-1939-894X>, kgupta@uj.ac.za

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 December 2021

Revised: 21 January 2022

Accepted: 15 February 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Grinding of titanium

Abrasive grain

Microcutting

The contact area of the workpiece with the tool

Probability of material removing

Probability of material not removing

Funding

The work was carried out with the support of the Priority-2030 program of Sevastopol State University (strategic project No. 2).

Acknowledgements

Research were conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. Grinding remains the most efficient and effective method of final finishing that is indispensable in the production of high-precision parts. The characteristic features of grinding materials are that the removal of the material roughness of the workpiece surface occurs due to the stochastic interaction of the grains of the abrasive tool with the surface of the workpiece, in the presence of mutual oscillatory movements of the abrasive tool and the workpiece being processed. During processing workpieces with abrasive tools, the material is removed by a large number of grains that do not have a regular geometry and are randomly located on the working surface. This makes it necessary to apply probability theory and the theory of random processes in mathematical simulation of operations. In real conditions, during grinding, the contact of the wheel with the workpiece is carried out with a periodically changing depth due to machine vibrations, tool shape deviations from roundness, unbalance of the wheel or insufficient rigidity of the workpiece. To eliminate the influence of vibrations in production, tools with soft ligaments are used, the value of longitudinal and transverse feeds is reduced, but all these measures lead to a decrease in the operation efficiency, which is extremely undesirable. To avoid cost losses, mathematical models are needed that adequately describe the process, taking into account the influence of vibrations on the output indicators of the grinding process. **The purpose of the work** is to create a theoretical and probabilistic model of material removing during finishing and fine grinding, which allows, taking into account the relative vibrations of the abrasive tool and the workpiece, to trace the patterns of its removal in the contact zone. **The research methods** are mathematical and physical simulation using the basic provisions of probability theory, the laws of distribution of random variables, as well as the theory of cutting and the theory of deformable solids. **Results and discussion.** The developed mathematical models allow tracing the effect on the removal of the material of the superimposition of single sections on each other during the final grinding of materials. The proposed dependencies show the regularity of the stock removal within the arc of contact of the grinding wheel with the workpiece. The considered features of the change in the probability of material removal when the treated surface comes into contact with an abrasive tool in the presence of vibrations, the proposed analytical dependences are valid for a wide range of grinding modes, wheel characteristics and a number of other technological factors. The expressions obtained allow finding the amount of material removal also for the schemes of end, profile, flat and round external and internal grinding, for which it is necessary to know the magnitude of relative vibrations. However, the parameters of the technological system do not remain constant, but change over time, for example, as a result of wear of the grinding wheel. To assess the state of the technological system, experimental studies are carried out taking into account the above changes over the period of durability of the grinding wheel.

For citation: Bratan S.M., Roshchupkin S.I., Chasovitina A.S., Gupta K. The effect of the relative vibrations of the abrasive tool and the workpiece on the probability of material removing during finishing grinding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 33–47. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-33-47. (In Russian).

* Corresponding author

Bratan Sergey M., D. Sc. (Engineering), Professor
 Sevastopol State University

33 Universitetskaya str,

299053, Sevastopol, Russian Federation

Tel.: +7 (978)7155019, e-mail: serg.bratan@gmail.com

References

1. Novoselov Y., Bogutsky V., Shron L. Patterns of removing material in workpiece – grinding wheel contact area. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 206, pp. 991–996. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.583.
2. Kassen G., Werner G. Kinematische Kenngrößen des Schleifvorganges [Kinematic parameters of the grinding process]. *Industrie-Anzeiger = Industry Scoreboard*, 1969, no. 87, pp. 91–95. (In German).
3. Malkin S., Guo C. *Grinding technology: theory and applications of machining with abrasives*. New York, Industrial Press, 2008. 372 p. ISBN 978-0-8311-3247-7.
4. Hou Z.B., Komanduri R. On the mechanics of the grinding process. Pt. 1. Stochastic nature of the grinding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003, vol. 43, pp. 1579–1593. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00186-X.
5. Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D. A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 148, pp. 09004–09008. DOI: 10.1051/mateconf/20181480900.
6. Leonesio M., Parenti P., Cassinari A., Bianchi G., Monn M. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 4, pp. 166–171. DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.
7. Sidorov D., Sazonov S., Revenko D. Building a dynamic model of the internal cylindrical grinding process. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 400–405. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.06.739.
8. Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K. Dynamic model of the grinding process. *Journal of Sound and Vibration*, 2005, vol. 280, pp. 425–432. DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.
9. Ahrens M., Damm J., Dagen M., Denkena B., Ortmaier T. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 58, pp. 422–427. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.
10. Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J. Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2008, vol. 48, pp. 832–840. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.
11. Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A. An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 1, pp. 382–387. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.
12. Jung J., Kim P., Kim H., Seok J. Dynamic modeling and simulation of a nonlinear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface. *Simulation Modeling Practice and Theory*, 2015, vol. 57, pp. 88–99. DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.
13. Yu H., Wang J., Lu Y. Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 1933–1943. DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.
14. Guo J. Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 75, pp. 1245–1252. DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.
15. Soler Ya.I., Le N.V., Si M.D. Influence of rigidity of the hardened parts on forming the shape accuracy during flat grinding. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01076. DOI: 10.1051/mateconf/201712901076.
16. Soler Ya.I., Khoang N.A. [Influence of the depth of cut on the height roughness of tools made of U10A steel during surface grinding with cubic boron nitride wheels]. *Aviamashinostroenie i transport Sibiri: sbornik materialov IX Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Aircraft engineering and transport of Siberia. Proceedings of the 9th All-Russian Scientific and Practical Conference]. Irkutsk National Research Technical University. Irkutsk, 2017, pp. 250–254. (In Russian).
17. Bubnov V.A., Knyazev A.N. Titan i ego splavy v mashinostroenii [Titanium and its alloys in mechanical engineering]. *Vestnik Kurganskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Bulletin of the Kurgan State University. Series: Technical Sciences*, 2016, no. 3 (42), pp. 92–96.
18. Nosenko V.A., Fedotov E.V., Danilenko M.V. Matematicheskoe modelirovanie raspredeleniya vershin zeren pri shlifovanii v rezul'tate razlichnykh vidov iznashivaniya s ispol'zovaniem markovskikh sluchainykh protsessov [Mathematical simulation of distribution of abrasive grains at grinding in a result of various types of wear by using markov processes]. *Mezhdunarodnyi nauchno-issledovatel'skii zhurnal = International Research Journal*, 2015, no. 2-1 (33), pp. 101–106.
19. Gorbatyuk S.M., Kochanov A.V. Method and equipment for mechanically strengthening the surface of rolling-mill rolls. *Metallurgist*, 2012, vol. 56, no. 3–4, pp. 279–283.
20. Bratan S.M., Roshchupkin S.I., Kharchenko A.O., Chasovitina A.S. Veroyatnostnaya model' udaleniya poverkhnostnogo sloya pri shlifovanii khrupkikh nemetallicheskich materialov [Probabilistic model of surface layer

removal when grinding brittle non-metallic materials]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 6–16. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-6-16.

21. Bratan S., Roshchupkin S., Chasovitina A. The correlation of movements in the technological system during grinding precise holes. *Materials Science Forum*, 2021, vol. 1037, pp. 384–389. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1037.384.

22. Kharchenko A., Chasovitina A., Bratan S. Modeling of regularities of change in profile sizes and wear areas of abrasive wheel grains during grinding. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 38, pt. 4, pp. 2088–2091. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.154.

Conflicts of Interest

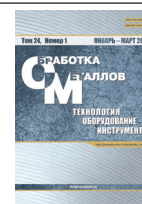
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние механической активации порошка вольфрама на структуру и свойства спеченного материала Sn-Cu-Co-W

Александр Озолин^{а, *}, Евгений Соколов^б

Кубанский государственный технологический университет, ул. Московская, 2, г. Краснодар, 350072, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-0173-1716>,  ozolinml@yandex.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-7229-228X>,  e_sokolov.07@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762.04

История статьи:

Поступила: 14 октября 2021
 Рецензирование: 02 ноября 2021
 Принята к печати: 07 декабря 2021
 Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Механическая активация
 Наночастицы
 Вольфрам
 Жидкофазное спекание
 Металлическая связь
 Алмазно-абразивный инструмент

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и по государственной поддержке ведущих научных школ Российской Федерации, № СП-5863.2021.1.

АННОТАЦИЯ

Введение. Одним из методов повышения свойств спеченных материалов является механоактивация порошков, обеспечивающая измельчение порошков, изменение их энергетического состояния, интенсификацию спекания порошковых материалов и формирование в них мелкозернистой структуры. При механоактивации вольфрамовых порошков в центробежных шаровых мельницах возможно образование наночастиц, обладающих высокой реакционной способностью. **Цель работы** – изучение влияния механоактивации частиц вольфрама на структуру и свойства спеченного порошкового материала Sn-Cu-Co-W. **Методика исследования.** Механическую активацию порошка вольфрама марки W16,5 осуществляли на центробежной шаровой мельнице АГО-2У в течение 5...120 мин с частотами вращения вала 400...1000 об/мин. Смесь порошков вольфрама, олова, меди и кобальта уплотняли статическим прессованием в пресс-формах и спекали в вакууме при 820 °С. Морфологию и размеры частиц порошков, а также структуру спеченных образцов изучали с помощью сканирующей электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и оптической металлографии. Пористость спеченных образцов определяли весовым методом. Измеряли микротвердость структурных составляющих и макротвердость спеченных материалов. **Результаты и обсуждения.** При исследованных режимах механоактивации сопровождается образованием наночастиц вольфрама с минимальным размером 25 нм. Вместе с этим порошок подвергается наклепу, что затрудняет дальнейшее измельчение. Наночастицы вольфрама, обладающие высокой поверхностной энергией, оказывают заметное влияние на растворение-осаждение кобальта при жидкофазном спекании порошкового материала Sn-Cu-Co-W. Введение в материал нанодисперсного вольфрама замедляет рост частиц кобальта при спекании и способствует получению мелкозернистой структуры. Спеченный материал Sn-Cu-Co-W, содержащий механоактивированный вольфрам, обладает повышенной твердостью 105...107 HRB, что объясняется наклепом частиц вольфрама и дисперсионным упрочнением. Результаты могут быть использованы для повышения механических свойств сплавов Sn-Cu-Co-W, применяемых в качестве металлических связок алмазно-абразивных инструментов.

Для цитирования: Озолин А.В., Соколов Е.Г. Влияние механической активации порошка вольфрама на структуру и свойства спеченного материала Sn-Cu-Co-W // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 48–60. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-48-60.

Введение

Сплавы Sn-Cu-Co и Sn-Cu-Co-W применяются в качестве металлических связок алмазно-абразивных инструментов, изготавливаемых методом порошковой металлургии [1–3]. Связка спеченного алмазного инструмента должна обладать физико-химической совместимостью

*Адрес для переписки

Озолин Александр Витальевич, м.н.с.
 Кубанский государственный технологический университет,
 ул. Московская, 2,
 350072, г. Краснодар, Россия
 Тел.: 8 (918) 058-56-54, e-mail: ozolinml@yandex.ru

с алмазом, прочностью, высокой стойкостью к абразивному износу.

Одним из методов повышения свойств спеченных материалов является механоактивация порошков. Она обеспечивает измельчение порошков, изменение их энергетического состояния, интенсификацию спекания порошковых материалов и формирование в них мелкозернистой структуры [4–7]. При механоактивации некоторых порошков в центробежных шаровых мельницах возможно образование наночастиц, обладающих высокой реакционной способностью [8].

В работах [9–13] показано, что введением в металлические связи наночастиц осуществляется дисперсионное упрочнение связей, что способствует значительному повышению эксплуатационных свойств алмазных инструментов. С этой целью используют нанопорошки углеродных материалов, нитрида бора, а также тугоплавких оксидов и карбидов (ZrO_2 , WC). Известно, что наночастицы обладают более низкой температурой плавления, чем микropорошки [14]. Поэтому для дисперсионного упрочнения необходимо, чтобы наночастицы сохранялись в структуре материала после спекания.

Важной характеристикой металлической связи является ее адгезионная активность к алмазу, что создает условия для прочного удержания в связке алмазных зерен. Известно, что наночастицы, находящиеся на границе между матрицей и наполнителем, могут существенно влиять на механические свойства композиционного материала [15–17]. В связи с этим можно предположить, что введение в связку нанодисперсных частиц карбидообразующих металлов позволит существенно повысить адгезию связи к алмазу. Дополнительным фактором, влияющим на адгезионную активность связи, может послужить изменение энергетического состояния порошков после механоактивации и повышение их реакционной способности.

Вольфрам является одним из наиболее тугоплавких металлов. Отожженный вольфрам высокой чистоты имеет твердость 225...300 НВ, предел прочности 800...1200 МПа и относительное удлинение, близкое к нулю [18]. Такие свойства позволяют механически измельчать вольфрам до наноразмерных частиц [8, 19]. Авторами настоящей работы были проведены предварительные

эксперименты [20], которые показали возможность получения частиц вольфрама размером 25...90 нм при измельчении порошков марок ПВТ и W16,5 в центробежной шаровой мельнице.

Вольфрам – карбидообразующий элемент, следовательно, его добавка в порошковый материал повышает адгезионную активность связи к алмазу. Однако при некоторых условиях добавка вольфрама может препятствовать спеканию связи, что приводит к увеличению пористости, снижению твердости и прочности [21].

Цель данной работы – изучение влияния механоактивации частиц вольфрама на структуру и свойства спеченного порошкового материала Sn-Cu-Co-W.

Методика исследований

Для исследований использовали следующие порошки: оловянный марки ПО1 (ГОСТ 9723–73), медный ПМС-1 (ГОСТ 4960–75) и кобальтовый порошок Diacob-1600 с размером частиц 1...2 мкм (Dr. Fritsch Kg., Германия). Механической активации подвергали порошок вольфрамовый специальный W16,5 производства АО «Победит», содержащий не менее 99,9 % W, с размером частиц 19...24 мкм (технические условия ТУ 48-19-417-8). Механоактивацию проводили на центробежной шаровой мельнице АГО-2У в течение 5, 15, 60 и 120 мин с частотой вращения вала 400, 800 и 1000 об/мин.

Из указанных порошков были приготовлены смеси, содержащие порошки вольфрама, подвергавшиеся и не подвергавшиеся механоактивации, при следующем соотношении компонентов (% масс.): 20 Sn; 43 Cu; 30 Co; 7 W.

Порошковые навески массой 20 г уплотняли односторонним статическим прессованием в стальной пресс-форме с усилием в 12 т/см². Полученные цилиндрические образцы диаметром 21 мм спекали в вакууме при температуре 820 °С в течение 20 мин.

Спеченные образцы взвешивали на аналитических весах Adventurer AR2140 (OHAUS) и определяли их плотность как отношение массы к объему.

Структуру спеченных материалов изучали с помощью сканирующей электронной микроскопии и оптической металлографии. С этой целью использовали сканирующий электрон-

ный микроскоп сверхвысокого разрешения JSM-7500F (JEOL), электронный микроскоп EVO HD 15 (ZEISS) и металлографический микроскоп AxioObserver.A1m (ZEISS).

Распределение элементов в образцах исследовали посредством микрорентгеноспектрального анализа на электронном микроскопе EVO HD 15. Микротвердость структурных составляющих измеряли путем вдавливания четырехгранной алмазной пирамидки под нагрузкой 10 г ($HV_{0,01}$) с помощью твердомера DuraScan80 (EmcoTest). Твердость материалов определяли по методу Роквелла (шкала В) на твердомере ТК-2М.

Результаты и их обсуждение

Влияние механоактивации на форму и размеры частиц вольфрама

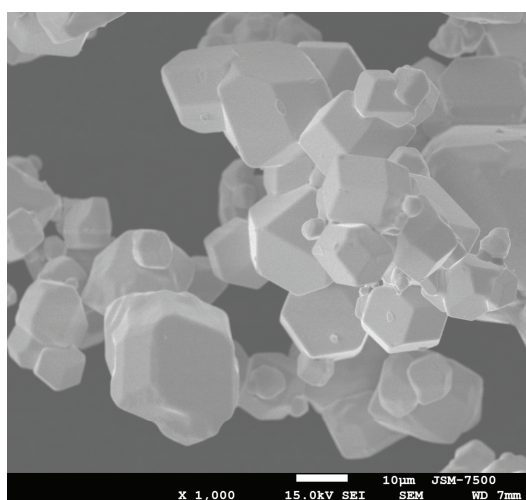
На рис. 1 показано изменение формы частиц порошка вольфрама после механоактивации. До механоактивации частицы вольфрама представляли собой равноосные многогранники. После механоактивации в течение 60 мин при частоте вращения водила 800 об/мин большая часть частиц имела равноосную форму и шероховатую поверхность, небольшое количество частиц – осколочную форму. С увеличением длительности механоактивации количество осколочных частиц уменьшалось.

Размеры частиц были измерены на изображениях, полученных на электронном микроскопе. После указанного режима механоактивации они находятся в интервале 0,025...12 мкм. Распределение частиц по размерам следующее: $d_{10} = 67$ нм; $d_{50} = 220$ нм; $d_{90} = 750$ нм. При этом в механоактивированном порошке доля наночастиц с размером до 100 нм превышает 20 % (рис. 2).

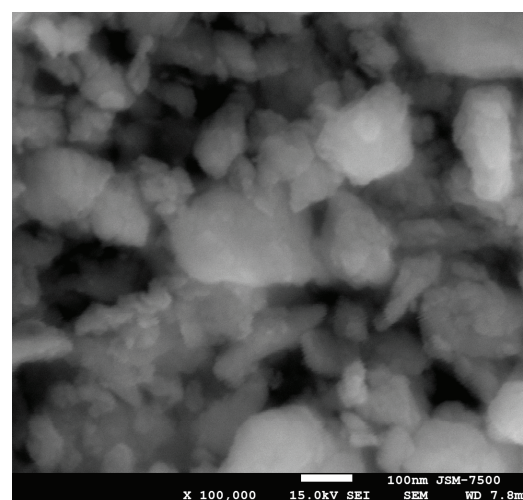
Минимальный размер частиц, составляющий 25 нм, получен при частоте вращения водила 800 об/мин и длительности механоактивации 60...120 мин (табл. 1).

Значительная часть порошка после механоактивации слипается в рыхлые агрегаты размером до 80 мкм. Агрегирование наночастиц объясняется наличием на их поверхности большого количества некомпенсированных межатомных связей. Объединение таких частиц в агрегаты способствует уменьшению их свободной энергии [13].

Форма и размер полученных порошков указывают на то, что при механоактивации протекают следующие процессы: раскалывание крупных частиц; окатывание осколков, приобретающих при этом округлую форму; агрегация мелких частиц. Вместе с этим материал подвергается наклепу, что затрудняет дальнейшее измельчение. Из табл. 1 видно, что увеличение продолжительности измельчения от 30 до 60 мин практически не приводит к уменьшению раз-



a



б

Рис. 1. Форма частиц вольфрама:

a – до механоактивации; *б* – после механоактивации

Fig. 1. Shape of tungsten particles:

a – before mechanical activation; *б* – after mechanical activation

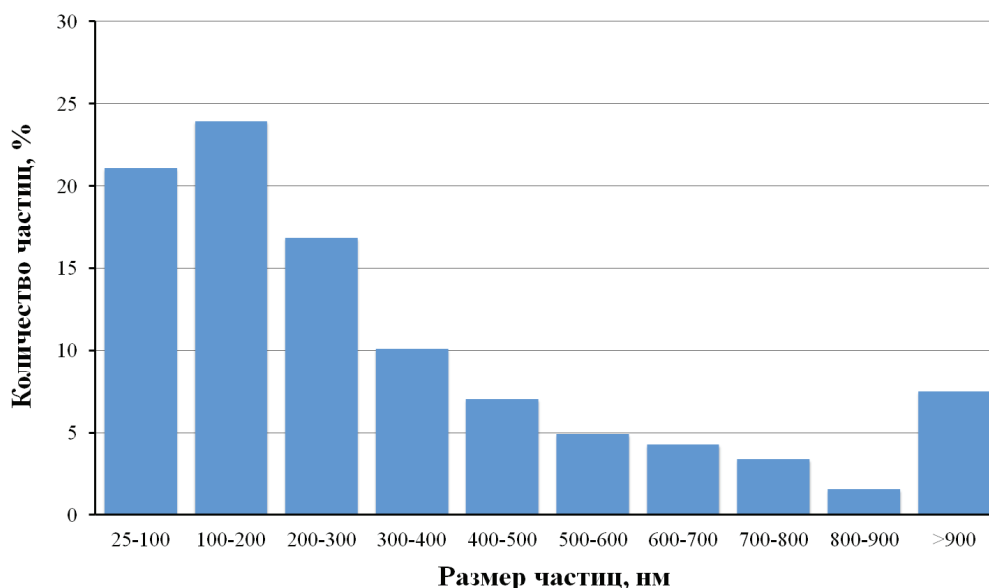


Рис. 2. Распределение частиц вольфрама по размерам после механоактивации

Fig. 2. Size distribution of tungsten particles after mechanical activation

Таблица 1

Table 1

Минимальные размеры (нм) частиц вольфрама W16,5 в зависимости от режима механоактивации

Minimum size (nm) of tungsten W16,5 particles depending on mechanical activation mode

Частота вращения водила, об/мин / Rotation speed, rpm	Длительность механоактивации, мин / Duration of mechanical activation, min			
	5	15	60	120
400	160	132	90	83
800	137	116	25	25
1000	128	85	90	102

мера частиц. По-видимому, это объясняется наклепом частиц. Увеличение частоты вращения приводит к увеличению центробежных сил и кинетической энергии мелющих тел. В результате перечисленные выше процессы измельчения интенсифицируются, в том числе усиливается агрегация, приводящая к увеличению размеров частиц. В связи с этим увеличение частоты вращения водила от 800 до 1000 об/мин не дает положительного эффекта.

Влияние механоактивации вольфрама на структуру спеченных материалов Sn-Cu-Co-W

На рис. 3 представлена микроструктура спеченных материалов с вольфрамом, не подвергавшимся механоактивации, и с механоактивированным вольфрамом. Фазовый состав материалов с неактивированным вольфрамом и

механизм их кристаллизации описаны в работах [3, 21]. После спекания материалы состоят из следующих фаз: твердый раствор олова и кобальта в меди (Cu), интерметаллидное соединение Cu_3Sn , частицы кобальта и частицы вольфрама.

Спекание материалов при 820 °C происходило с образованием большого количества жидкой фазы. При охлаждении после спекания из жидкой фазы образовалось соединение Cu_3Sn , имеющее температуру плавления 755...798 °C [22]. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в исследованных материалах интерметаллидная фаза Cu_3Sn имеет практически одинаковый состав, % масс.: 63,2 Cu; 33,5 Sn; 3,3 Co.

Механоактивированный вольфрам находится в материале в виде отдельных частиц с размерами от 25 нм и спекшихся агломератов с поперечным размером до 0,4 мм. На рис. 4, б видны на-

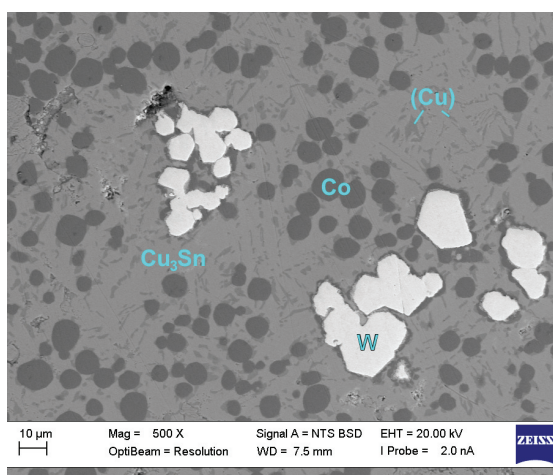
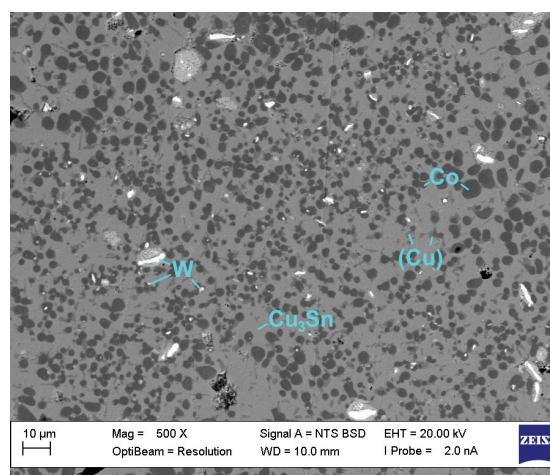

a

б

Рис. 3. Структура спеченного материала Sn-Cu-Co-W:

a – без механоактивации вольфрама; *б* – с механоактивированным вольфрамом

Fig. 3. Structure of the sintered Sn-Cu-Co-W material:

a – without mechanical activation of tungsten; *б* – with mechanically activated tungsten

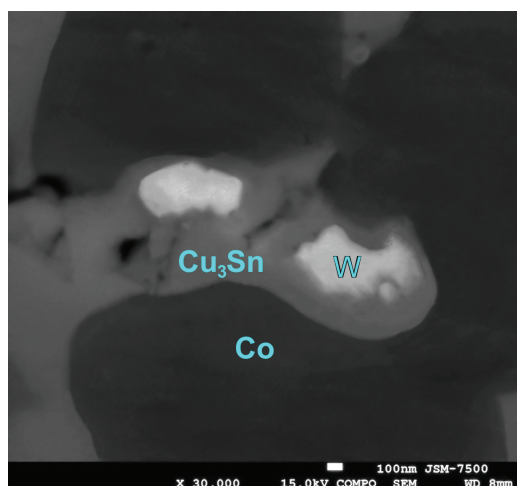
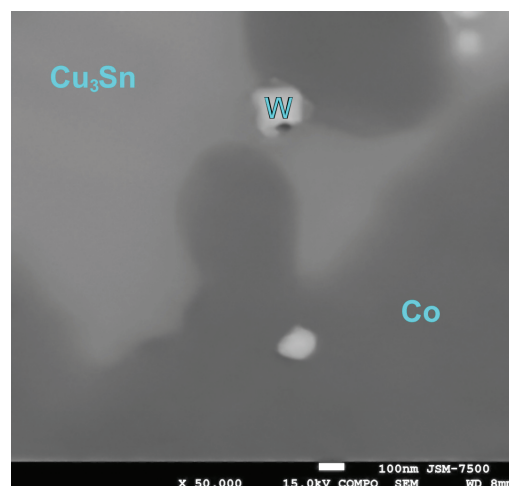

a

б

Рис. 4. Частицы механоактивированного вольфрама в структуре спеченного материала:

a – субмикронные, *б* – наноразмерные

Fig. 4. Particles of mechanically activated tungsten in the sintered material structure:

a – submicron, *б* – nanosized

ночастицы вольфрама с поперечным размером около 100 нм, находящиеся внутри спекшегося агломерата кобальта и на границе между кобальтом и интерметаллидной фазой Cu_3Sn . Таким образом, несмотря на повышенную реакционную способность и пониженную температуру плавления наночастицы вольфрама при спекании не растворились ни в кобальте, ни в жидкой фазе.

На рис. 5 показано, что механоактивация вольфрама способствует более равномерному его распределению в спеченном материале. Оче-

видно, что равномерное распределение мелко-дисперсных частиц карбидообразующего вольфрама должно положительно влиять на адгезию связки к поверхности алмаза и способствовать более прочному закреплению в связке алмазных зерен [23].

На рис. 3 видно влияние механоактивации вольфрама на размер частиц кобальта. При жидкофазном спекании систем с ограниченной растворимостью компонентов в них, как правило, протекает процесс растворения-осажде-

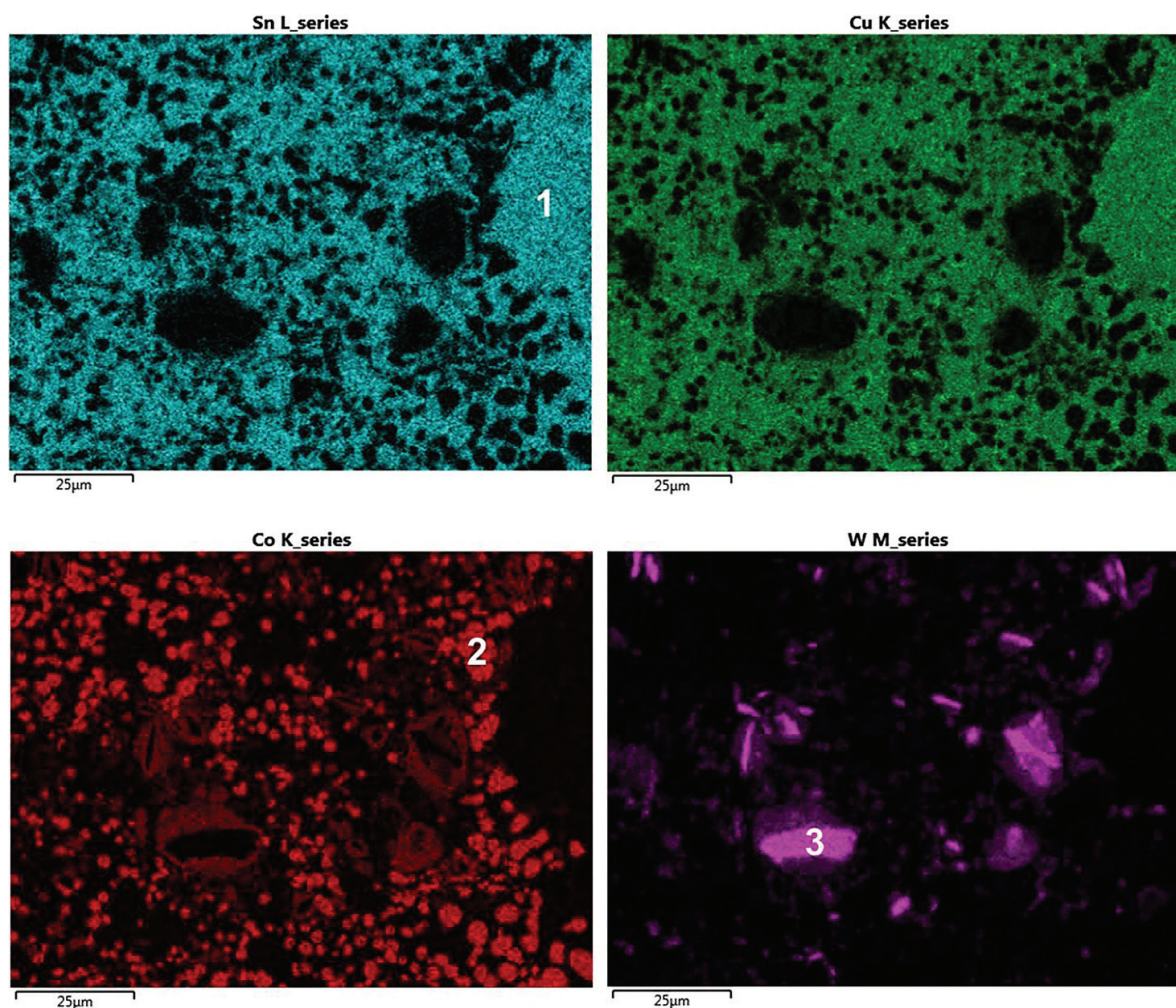


Рис. 5. Карты распределения элементов в материале с механоактивированным вольфрамом:

1 – интерметаллид Cu_3Sn ; 2 – частицы кобальта; 3 – частицы вольфрама

Fig. 5. Element distribution maps for the material with mechanically activated tungsten:

1 – intermetallic compound Cu_3Sn ; 2 – cobalt particles; 3 – tungsten particles

ния, заключающийся в том, что мелкие частицы твердой фазы растворяются в жидкой фазе, и их вещество осаждается на поверхности более крупных частиц [24, 25]. В материале с вольфрамом, не подвергавшимся механоактивации, размер частиц кобальта увеличился за счет растворения-осаждения с 1,6 мкм до 9...15 мкм (рис. 3, а). В спеченном материале с механоактивированным вольфрамом частицы кобальта более мелкие, с размером 3...10 мкм (рис. 3, б).

Влияние механоактивации вольфрама на растворение-осаждение кобальта объясняется следующим. В системах, состоящих из двух твердых металлов и жидкой фазы, массоперенос направлен к металлу, имеющему наибольшую поверхностную энергию [26]. В порядке возрастания удельной поверхностной энергии компоненты системы располагаются следующим образом:

Sn , Cu , Co , W [27]. В таких условиях энергетически наиболее выгоден перенос кобальта через жидкую фазу к частицам вольфрама.

Массоперенос кобальта к вольфраму через жидкую фазу подтверждают карты распределения компонентов, показанные на рис. 5. На картах видны спекшиеся агломераты частиц вольфрама, причем промежутки между этими частицами заполнены преимущественно кобальтом. Очевидно, что кобальт проникал в глубь вольфрамовых агломератов вместе с жидкой фазой. Осаждение кобальта привело к закупорке пор агломератов. После этого проникновение кобальта в глубь агломератов могло происходить за счет диффузии по поверхности вольфрамовых частиц. Массоперенос кобальта к вольфраму через жидкую фазу происходит также и без механоактивации вольфрама. На рис. 4, а видно,

что частицы вольфрама, не подвергнутые механоактивации, окружены «оболочками», сформировавшимися за счет осаждения кобальта из жидкой фазы.

Как показано выше, механоактивация привела к увеличению дисперсности вольфрамового порошка, следовательно, возросла площадь его свободной поверхности. В результате осаждение кобальта из жидкой фазы на частицах вольфрама стало более интенсивным. Таким образом, механоактивация вольфрама уменьшила массоперенос от мелких частиц кобальта к крупным и способствовала формированию более дисперсной мелкозернистой структуры в спеченном материале.

Влияние тугоплавких наночастиц на растворение-осаждение другой твердой фазы при жидкофазном спекании требует дальнейшего изучения. Это явление открывает новые возможности воздействия на структурообразование при спекании и получения материалов с заданной структурой и свойствами.

Влияние механоактивации вольфрама на пористость спеченных материалов Sn-Cu-Co-W

В спеченных материалах Sn-Cu-Co-W присутствует небольшое количество изолированных закрытых пор. Плотность материала с неактивированным вольфрамом составляет $8,16 \text{ г/см}^3$ (пористость 8 %). Материал с механоактивированным вольфрамом имеет плотность $7,72 \text{ г/см}^3$ (пористость 13 %). Мелкодисперсный вольфрам, обладающий повышенной химической активностью, склонен к адсорбции атмосферных газов и

окислению. Оксид вольфрама WO_2 разлагается при нагреве в вакууме до температуры 800°C [28]. По-видимому, при температуре спекания происходит разложение оксидов с последующим выделением газов в закрытых порах. Давление газов в закрытых порах препятствует их усадке, что приводит к повышению пористости спеченного материала.

Влияние механоактивации вольфрама на твердость спеченных материалов Sn-Cu-Co-W

Из табл. 2 видно, что наиболее твердой структурной составляющей материалов Sn-Cu-Co-W являются частицы вольфрама. Механоактивированный вольфрам имеет повышенную в 1,8...2,2 раза твердость. Измерение твердости наночастиц при нагрузке на индентор 10 г технически невозможно. Более крупные вольфрамовые частицы с поперечным размером 10...12 мкм имеют микротвердость $823...1162 \text{ HV}_{0,01}$. Повышенная твердость механоактивированного вольфрама обусловлена наклепом частиц. Известно, что температура рекристаллизации вольфрама значительно выше 820°C , поэтому при спекании материала наклеп вольфрамовых частиц сохранился.

Часть механоактивированного вольфрама находится в материале в виде спекшихся агломератов, структура которых показана на рис. 6 (световое изображение; образец протравлен раствором, содержащим 5 г хлорного железа FeCl_3 , 15 мл соляной кислоты HCl и 100 мл воды). Видно, что при спекании между контактирующими частицами вольфрама образовались шейки.

Таблица 2

Table 2

Микротвердость $\text{HV}_{0,01}$ структурных составляющих спеченных материалов Sn-Cu-Co-W
Microhardness $\text{HV}_{0,01}$ of the structural constituents of the sintered Sn-Cu-Co-W material

Спеченный материал / Sintered material	Микротвердость $\text{HV}_{0,01}$ структурных составляющих / Microhardness $\text{HV}_{0,01}$ of the structural constituents			
	(Cu)	Cu_3Sn	Co	W
Без механоактивации вольфрама / Without mechanical activation of tungsten	245 ± 12	367 ± 7	137 ± 16	496 ± 29
С механоактивацией вольфрама / With mechanical activation of tungsten	259 ± 22	384 ± 14	140 ± 16	992 ± 169

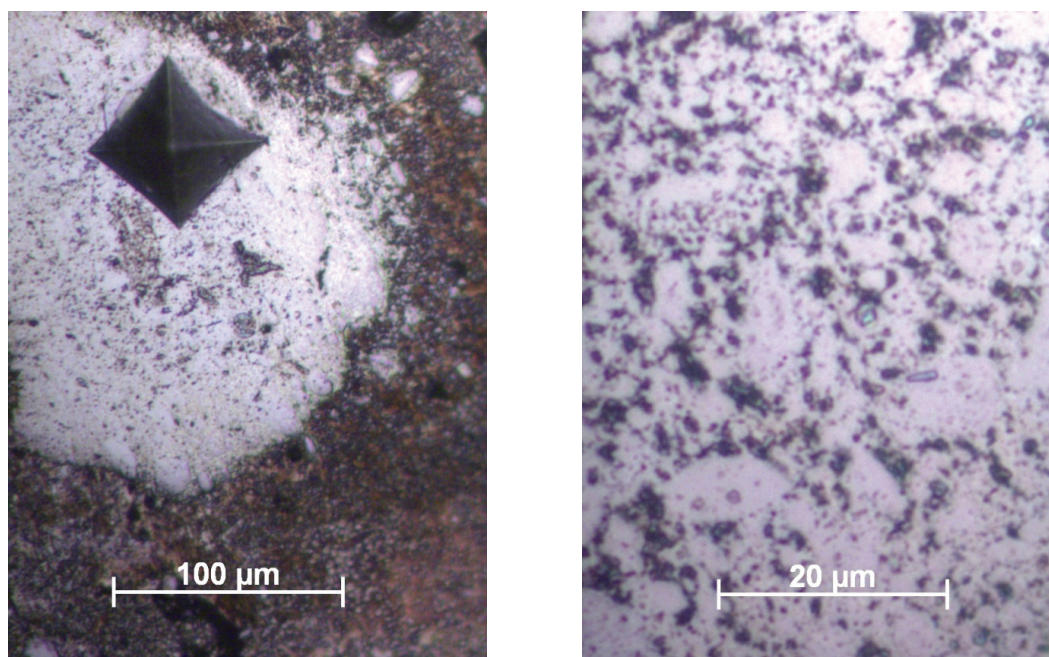


Рис. 6. Микроструктура спекшихся агломератов вольфрама

Fig. 6. Microstructure of the sintered tungsten agglomerates

Микротвердость агломератов была измерена при нагрузке на индентор 100...500 г, при этом получены отпечатки с длиной диагонали, превышающей размер отдельных вольфрамовых частиц (рис. 6). При вдавливании индентора вольфрамовые частицы не разобшались и не выкрашивались. Несмотря на пористую структуру, агломераты имеют высокую микротвердость 582...1223 HV.

В структуре исследуемых материалов частицы вольфрама занимают небольшой объем (менее 5 %), поэтому их твердость мало влияет на общую твердость материала. На рис. 5 видно, что наибольший объем в структуре материалов занимает интерметаллидная фаза Cu_3Sn . В материале с механоактивированным вольфрамом твердость интерметаллида Cu_3Sn значительно повышена (табл. 2). Очевидно, это связано с упрочнением интерметаллида мелкодисперсными частицами вольфрама.

Спеченный материал с вольфрамом, не подвергнутым механоактивации, имеет макротвердость 101...102 HRB. Материал с механоактивированным вольфрамом имеет повышенную твердость 105...107 HRB, что обусловлено наклепом частиц вольфрама и дисперсионным упрочнением других структурных составляющих.

Выводы

1. Изучено влияние механоактивации на морфологию частиц и дисперсность порошка вольфрама марки W16,5. При исследованных режимах механоактивация сопровождается образованием наночастиц вольфрама с минимальным размером 25 нм. Вместе с тем порошок подвергается наклепу, что затрудняет дальнейшее его измельчение.

2. Наночастицы вольфрама, обладающие высокой поверхностной энергией, оказывают заметное влияние на растворение-осаждение кобальта при жидкофазном спекании порошкового материала Sn-Cu-Co-W. Введение в материал нанодисперсного вольфрама замедляет рост частиц кобальта и способствует получению мелкозернистой структуры.

3. Спеченный материал Sn-Cu-Co-W, содержащий механоактивированный вольфрам, обладает повышенной твердостью 105...107 HRB, что объясняется наклепом частиц вольфрама и дисперсионным упрочнением других структурных составляющих.

Список литературы

1. Konstanty J. Powder metallurgy diamond tools. – Oxford: Elsevier, 2005. – 152 p. – ISBN 978-1-85617-440-4. – DOI: 10.1016/B978-1-85617-440-4.X5077-9.

2. Composite materials of diamond–(Co–Cu–Sn) system with improved mechanical characteristics. Pt. 1. The influence of hot re-pressing on the structure and properties of diamond–(Co–Cu–Sn) composite / M.V. Novikov, V.A. Mechnyk, M.O. Bondarenko, B.A. Lyashenko, M.O. Kuzin // *Journal of Superhard Materials*. – 2015. – Vol. 37. – P. 402–416. – DOI: 10.3103/S1063457615060052.
3. Sokolov E.G. Structure formation during liquid-phase sintering of the diamond-containing composites with Sn-Cu-Co-W binders // *Solid State Phenomena*. – 2018. – Vol. 284. – P. 127–132. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.127.
4. Исследование структуры и механических свойств нано- и ультрадисперсных механоактивированных вольфрамовых псевдосплавов / В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, Г.В. Баранов, А.В. Москвичева, Ю.Г. Лопатин, Д.Н. Котков, Ю.В. Благовещенский, Н.А. Козлова, С.В. Шотин, Д.А. Коньчев, А.В. Пискунов // *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского*. – 2010. – № 2 (1). – С. 47–59.
5. Исследование процессов спекания нано- и ультрадисперсных механоактивированных порошков системы W-Ni-Fe и получение сверхпрочных тяжелых вольфрамовых сплавов / В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, Г.В. Баранов, М.С. Болдин, А.В. Москвичева, Н.В. Сахаров, Д.Н. Котков, Ю.Г. Лопатин, В.Ю. Белов, Ю.В. Благовещенский, Н.А. Козлова, Д.А. Коньчев, Н.В. Исаева // *Металлы*. – 2014. – № 2. – С. 51–66.
6. Fabrication of W-Cu functionally graded composites using high energy ball milling and spark plasma sintering for plasma facing components / L.K. Pillari, S.R. Bakshi, P. Chaudhuri, B.S. Murty // *Advanced Powder Technology*. – 2020 – Vol. 31 (8). – P. 3657–3666. – DOI: 10.1016/j.appt.2020.07.015.
7. Effects of sintering temperature on fine-grained tungsten heavy alloy produced by high-energy ball milling assisted spark plasma sintering / L. Ding, D.P. Xiang, Y.Y. Li, C. Li, J.B. Li // *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2012. – Vol. 33. – P. 65–69. – DOI: 10.1016/j.jrmhm.2012.02.017.
8. Refinement process and mechanisms of tungsten powder by high energy ball milling / Y.X. Liang, Z.M. Wu, E.G. Fu, J.L. Du, P.P. Wang, Y.B. Zhao, Y.H. Qiu, Z.Y. Hu // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2017. – Vol. 67. – P. 1–8. – DOI: 10.1016/j.jrmhm.2017.04.006.
9. Dispersed strengthening of a diamond composite electrochemical coating with nanoparticles / N.I. Polushin, A.V. Kudinov, V.V. Zhuravlev, N.N. Stepanova, A.L. Maslov // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2013. – Vol. 54. – P. 412–416. – DOI: 10.3103/S1067821213050088.
10. Variation in the structure and properties of sintered alloys under the effect of nanodimensional carbon additives / P.A. Vityaz', V.I. Zhornik, S.A. Kovaleva, V.A. Kukareko // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2016. – Vol. 57. – P. 135–140. – DOI: 10.3103/S1067821216020115.
11. Performance of diamond drill bits with hybrid nanoreinforced Fe-Ni-Mo binder / P.A. Loginov, D.A. Sidorenko, M.Y. Bychkova, A.A. Zaitsev, E.A. Levashov // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 102. – P. 2041–2047. – DOI: 10.1007/s00170-018-03262-0.
12. The effect of ZrO₂ nanoparticles on the microstructure and properties of sintered WC-bronze-based diamond composites / Y. Sun, H. Wu, M. Li, Q. Meng, K. Gao, X. Lü, B. Liu // *Materials*. – 2016. – Vol. 9, N 343. – DOI: 10.3390/ma9050343.
13. Шарин П.П. Новый метод приготовления твердосплавной шихты с упрочняющими наночастицами для изготовления матриц алмазных инструментов // *Вестник Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова*. – 2016. – № 1 (51). – С. 78–87.
14. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – М.: Наука, 1967. – 360 с.
15. Основы теории межфазного слоя / И.Ф. Образцов, С.А. Лурье, П.А. Белов, Д.Б. Волков-Богородский, Ю.Г. Яновский, Е.И. Кочемасова, А.А. Дудченко, Е.М. Потупчик, Н.П. Шумова // *Механика композиционных материалов и конструкций*. – 2004. – Т. 10, № 4. – С. 596–612.
16. Multiscale modelling of aluminium-based metal-matrix composites with oxide nanoinclusions / S. Lurie, D. Volkov-Bogorodskiy, Y. Solyaev, R. Rizahanov, L. Agureev // *Computational Materials Science*. – 2016. – Vol. 116. – P. 62–73. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.12.034.
17. Kostikov V.I., Agureev L.E., Ereemeeva Z.V. Development of nanoparticle-reinforced alumocomposites for rocket-space engineering // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2015. – Vol. 56 (3). – P. 325–328. – DOI: 10.3103/S1067821215030104.
18. Зеликман А.Н. Металлургия тугоплавких редких металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
19. Predescu C., Nicolicescu C., Nicoara V.H. Studies regarding the elaboration of tungsten nanopowders by mechanical milling process // *Metalurgia International*. – 2013. – Vol. 18, iss. 2. – P. 65–68.
20. Озолин А.В., Соколов Е.Г., Гапоненко С.А. Получение нанодисперсных порошков вольфрама механическим измельчением // *Материалы и технологии XXI века: XVI Международная научно-техническая конференция* / под ред. О.Е. Чуфистова. – Пенза: Приволжский дом знаний, 2019. – С. 46–50.

21. Соколов Е.Г., Артемьев В.П. Влияние вольфрама на свойства металлических связок алмазных инструментов, полученных композиционной пайкой // Технология металлов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.

22. Диаграммы двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с. – ISBN 5-217-01569-1.

23. Ozolin A.V., Sokolov E.G., Golius D.A. Effect of tungsten nanoparticles on interaction of Sn-Cu-Co metallic matrices with diamond // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – Vol. 1155. – P. 012016. – DOI: 10.1088/1757-899X/1155/1/012016.

24. Ивенсен В.А. Феноменология спекания и некоторые вопросы теории. – М.: Металлургия, 1985. – 247 с.

25. German R.M. Sintering: From empirical observations to scientific principles. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2014. – 544 p. – ISBN 978-0-12-401682-8. – DOI: 10.1016/C2012-0-00717-X.

26. Шатинский В.Ф., Збожняя О.М., Максимович Г.Г. Получение диффузионных покрытий в среде легкоплавких металлов. – Киев: Наукова думка, 1976. – 203 с.

27. The surface energy of metals / L. Vitos, A.V. Ruban, H.L. Skriver, J. Kollár // Surface Science. – 1998. – Vol. 411. – P. 186–202. – DOI: 10.1016/S0039-6028(98)00363-X.

28. Есенберлин Р.Е. Пайка и термическая обработка деталей в газовой среде и вакууме. – Л.: Машиностроение, 1972. – 184 с.

Конфликт интересов

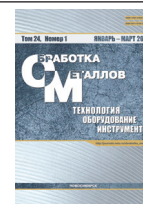
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Effect of mechanical activation of tungsten powder on the structure and properties of the sintered Sn-Cu-Co-W material

Alexander Ozolin ^{a, *}, Evgeny Sokolov ^b

Kuban State Technological University, 2 Moskovskaya St., Krasnodar, 350072, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-0173-1716>, ozolinml@yandex.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-7229-228X>, e_sokolov.07@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 October 2021

Revised: 02 November 2021

Accepted: 07 December 2021

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Mechanical activation

Nanoparticles

Tungsten

Liquid phase sintering

Metallic binders

Diamond abrasive tools

Funding

The research was carried out with the financial support of the Council for Grants of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists and for state support of leading scientific schools of the Russian Federation, No. SP-5863.2021.1.

ABSTRACT

Introduction. One of the methods for improving the properties of sintered materials is mechanical activation of powders. It ensures milling the powders, changing its energy state, intensifying the sintering of powder materials, and forming a fine-grained structure in it. When tungsten powders are mechanically activated in planetary centrifugal mills, nanoparticles can be formed, which have a high reactive power. **The objective of the paper** is to study the effect of mechanical activation of tungsten particles on the structure and properties of the sintered *Sn-Cu-Co-W* powder material. **Research technique:** Mechanical activation of *W16,5* grade tungsten powder is carried out in a planetary centrifugal ball mill *AGO-2U* for 5...120 minutes with carrier speeds of 400...1,000 rpm. The mixture of tungsten, tin, copper, and cobalt powders are compacted by static pressing in molds and then sintered in vacuum at 820 °C. The morphology and size of powder particles, as well as the structure of the sintered samples, are studied by scanning electronic microscopy, X-ray microanalysis, and optical metallography. Porosity of the sintered samples is identified by the gravimetric method. Microhardness of the structural constituents and macrohardness of the sintered materials are measured, too. **Results:** in the modes under study, mechanical activation is accompanied by the formation of tungsten nanoparticles with the minimum size of 25 nm. Alongside this, the powder is exposed to cold working, which hinders further milling. Tungsten nanoparticles, characterized by high surface energy, have a significant effect on the dissolution-precipitation of cobalt during liquid-phase sintering of *Sn-Cu-Co-W* powder material. Addition of nanodispersed tungsten into the material slows down the growth of cobalt particles during sintering and contributes to the formation of a fine-grained structure. The sintered *Sn-Cu-Co-W* material, containing mechanically activated tungsten, features higher hardness of 105...107 HRB, which is explained by cold working of tungsten particles and dispersion hardening. The results can be applied for improving mechanical properties of *Sn-Cu-Co-W* alloys used as metallic binders in diamond abrasive tools.

For citation: Ozolin A.V., Sokolov E.G. Effect of mechanical activation of tungsten powder on the structure and properties of the sintered Sn-Cu-Co-W material. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 48–60. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-48-60. (In Russian).

References

1. Konstanty J. *Powder metallurgy diamond tools*. Oxford, Elsevier, 2005. 152 p. ISBN 978-1-85617-440-4. DOI: 10.1016/B978-1-85617-440-4.X5077-9.
2. Novikov M.V., Mechnyk V.A., Bondarenko M.O., Lyashenko B.A., Kuzin M.O. Composite materials of diamond-(Co-Cu-Sn) system with improved mechanical characteristics. Part 1. The influence of hot re-pressing

* Corresponding author

Ozolin Alexander V., junior researcher

Kuban State Technological University

2 Moskovskaya St.,

350072, Krasnodar, Russian Federation

Tel.: 8 (918) 058-56-54, e-mail: ozolinml@yandex.ru

on the structure and properties of diamond-(Co-Cu-Sn) composite. *Journal of Superhard Materials*, 2015, vol. 37, pp. 402–416. DOI: 10.3103/S1063457615060052.

3. Sokolov E.G. Structure formation during liquid-phase sintering of the diamond-containing composites with Sn-Cu-Co-W binders. *Solid State Phenomena*, 2018, vol. 284, pp. 127–132. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.127.

4. Chuvil'deev V.N., Nokhrin A.V., Baranov G.V., Moskvicheva A.V., Lopatin Yu.G., Kotkov D.N., Blagoveshhensky Yu.V., Kozlova N.A., Shotin S.V., Konychev D.A., Piskunov A.V. Issledovanie struktury i mekhanicheskikh svoystv nano- i ul'tradispersnykh mekhanoaktivirovannykh vol'framovykh psevdosplavov [Investigations of structure and mechanical properties of nano and superdispersed mechanically activated tungsten pseudoalloys]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo = Vestnik of Lobachevsky State University of Nizhni Novgorod*, 2010, no. 2 (1), pp. 47–59.

5. Chuvil'deev V.N., Nokhrin A.V., Baranov G.V., Boldin M.S., Moskvicheva A.V., Sakharov N.V., Kotkov D.N., Lopatin Yu.G., Belov V.Yu., Blagoveshhenskii Yu.V., Kozlova N.A., Konychev D.A., Isaeva N.V. Issledovanie protsessov spekaniya nano- i ul'tradispersnykh mekhanoaktivirovannykh poroshkov sistemy W-Ni-Fe i poluchenie sverkhprochnykh tyazhelykh vol'framovykh splavov [Sintering of nano- and ultradispersed mechanically activated W-Ni-Fe powders and the manufacture of ultrahigh-strength heavy tungsten alloys]. *Metally = Metals*, 2014, no. 2, pp. 51–66. (In Russian).

6. Pillari L.K., Bakshi S.R., Chaudhuri P., Murty B.S. Fabrication of W-Cu functionally graded composites using high energy ball milling and spark plasma sintering for plasma facing components. *Advanced Powder Technology*, 2020, vol. 31 (8), pp. 3657–3666. DOI: 10.1016/j.appt.2020.07.015.

7. Ding L., Xiang D.P., Li Y.Y., Li C., Li J.B. Effects of sintering temperature on fine-grained tungsten heavy alloy produced by high-energy ball milling assisted spark plasma sintering. *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2012, vol. 33, pp. 65–69. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2012.02.017.

8. Liang Y.X., Wu Z.M., Fu E.G., Du J.L., Wang P.P., Zhao Y.B., Qiu Y.H., Hu Z.Y. Refinement process and mechanisms of tungsten powder by high energy ball milling. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2017, vol. 67, pp. 1–8. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2017.04.006.

9. Polushin N.I., Kudinov A.V., Zhuravlev V.V., Stepareva N.N., Maslov A.L. Dispersed strengthening of a diamond composite electrochemical coating with nanoparticles. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2013, vol. 54, pp. 412–416. DOI: 10.3103/S1067821213050088.

10. Vityaz' P.A., Zhornik V.I., Kovaleva S.A., Kukareko V.A. Variation in the structure and properties of sintered alloys under the effect of nanodimensional carbon additives. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2016, vol. 57, pp. 135–140. DOI: 10.3103/S1067821216020115.

11. Loginov P.A., Sidorenko D.A., Bychkova M.Y., Zaitsev A.A., Levashov E.A. Performance of diamond drill bits with hybrid nanoreinforced Fe-Ni-Mo binder. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 102, pp. 2041–2047. DOI: 10.1007/s00170-018-03262-0.

12. Sun Y., Wu H., Li M., Meng Q., Gao K., Lü X., Liu B. The effect of ZrO₂ nanoparticles on the microstructure and properties of sintered WC-bronze-based diamond composites. *Materials*, 2016, vol. 9, no. 343. DOI: 10.3390/ma9050343.

13. Sharin P.P. Novyi metod prigotovleniya tverdosplavnoi shikhty s uprochnyayushchimi nanochastitsami dlya izgotovleniya matrits almaznykh instrumentov [New method of preparation of carbide mixture with a reinforcing nanoparticles for making of the matrix of diamond tools]. *Vestnik Severo-Vostochnogo federal'nogo universiteta im. M.K. Ammosova = Vestnik of North-Eastern Federal University*, 2016, no. 1 (51), pp. 78–87.

14. Geguzin Ya.E. *Fizika spekaniya* [Physics of sintering]. Moscow, Nauka Publ., 1967. 360 p.

15. Obratsov I.F., Lur'e S.A., Belov P.A., Volkov-Bogorodskii D.B., Janovskii Yu.G., Kochemasova E.I., Dudchenko A.A., Potupchik E.M., Shumova N.P. Osnovy teorii mezhfaznogo sloya [Fundamentals theory of the interfacial layer]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruktii = Journal on Composite Mechanics and Design*, 2004, vol. 10, no. 4, pp. 596–612. (In Russian).

16. Lurie S., Volkov-Bogorodskiy D., Solyaev Y., Rizahanov R., Agureev L. Multiscale modelling of aluminium-based metal-matrix composites with oxide nanoinclusions. *Computational Materials Science*, 2016, vol. 116, pp. 62–73. DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.12.034.

17. Kostikov V.I., Agureev L.E., Ereemeeva Z.V. Development of nanoparticle-reinforced alumocomposites for rocket-space engineering. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2015, vol. 56 (3), pp. 325–328. DOI: 10.3103/S1067821215030104.

18. Zelikman A.N. *Metallurgiya tugoplavkikh redkikh metallov* [Metallurgy of refractory rare metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 440 p.

19. Predescu C., Nicolicescu C., Nicoara V.H. Studies regarding the elaboration of tungsten nanopowders by mechanical milling process. *Metalurgia International*, 2013, vol. 18, iss. 2, pp. 65–68.
20. Ozolin A.V., Sokolov E.G., Gaponenko S.A. [Obtaining nanodispersed tungsten powders by mechanical grinding]. *Materialy i tekhnologii XXI veka: XVI Mezhdunarodnaya nauchno-tekhnicheskaya konferentsiya* [Materials and technologies of the XXI century]. Penza, Privolzhskii dom znaniy Publ., 2019, pp. 46–50. (In Russian).
21. Sokolov E.G., Artemyev V.P. Vliyanie vol'frama na svoistva metallicheskih svyazok almaznykh instrumentov, poluchennykh kompozitsionnoi paiko [Influence of tungsten on properties of metal joints of diamond tools, made by composite soldering]. *Tekhnologiya metallov = Metal Technology*, 2015, no. 2, pp. 19–22. (In Russian).
22. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy dvoynykh metallicheskih system: spravochnik*. V 3 t. T. 2 [Diagrams of dual metal systems: guide. In 3 vol. Vol. 2]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1997. 1024 p. ISBN 5-217-01569-1.
23. Ozolin A.V., Sokolov E.G., Golius D.A. Effect of tungsten nanoparticles on interaction of Sn-Cu-Co metallic matrices with diamond. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1155, p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899X/1155/1/012016.
24. Ivensen V.A. *Fenomenologiya spevaniya i nekotorye voprosy teorii* [The phenomenology of sintering and some questions of the theory]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 247 p. (In Russian).
25. German R.M. *Sintering: From empirical observations to scientific principles*. Oxford, Butterworth-Heinemann, 2014. 544 p. ISBN 978-0-12-401682-8. DOI: 10.1016/C2012-0-00717-X.
26. Shatinskii V.F., Zbozhnaya O.M., Maksimovich G.G. *Poluchenie diffuzionnykh pokrytii v srede legkoplavkikh metallov* [Production of diffusion coatings in the environment of low-melting metals]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1976. 203 p.
27. Vitos L., Ruban A.V., Skriver H.L., Kollár J. The surface energy of metals. *Surface Science*, 1998, vol. 411, pp. 186–202. DOI: 10.1016/S0039-6028(98)00363-X.
28. Esenberlin R.E. *Paika i termicheskaya obrabotka detalei v gazovoi srede i vakuume* [Soldering and heat treatment of parts in a gas environment and in a vacuum]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1972. 184 p.

Conflicts of Interest

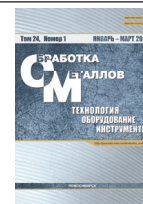
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Сравнительная стойкость против кавитационной эрозии аустенитных сталей различного уровня метастабильности

Юрий Коробов^{1, a, *}, Хуссам Алван^{2, b}, Алексей Макаров^{1, c}, Владимир Кукареко^{3, d},
 Виталий Сирош^{1, e}, Михаил Филиппов^{2, f}, Светлана Эстемирова^{4, g}

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

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

³ Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси, ул. Академическая, 12, г. Минск, 220072, Беларусь

⁴ Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук, ул. Амундсена, 101, г. Екатеринбург, 620016, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>,  yukorobov@gmail.com, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-2955-204X>,  lefta.hussam@gmail.com,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  av-mak@yandex.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-4283-871X>,  v_kukareko@mail.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>,  sirosh.imp@yandex.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-0733-4607>,  filma1936@mail.ru,

^g  <https://orcid.org/0000-0001-7039-1420>,  esveta100@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92: 532.528.6

История статьи:

Поступила: 17 декабря 2021

Рецензирование: 17 января 2022

Принята к печати: 28 января 2022

Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Стойкость против кавитации

Метастабильный аустенит

Мартенситное фазовое

превращение

Микроструктура

Наплавленные покрытия

Финансирование:

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМФ УрО РАН по темам № АААА-А18-118020190116-6, № АААА-А19-119070490049-8. Настоящее исследование поддержано проектом № IRA-SME-66316 «cladHEA+» по программе M-ERA.NET, Call 2019-II.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

Для цитирования: Сравнительная стойкость против кавитационной эрозии аустенитных сталей различного уровня метастабильности / Ю.С. Коробов, Х.Л. Алван, А.В. Макаров, В.А. Кукареко, В.А. Сирош, М.А. Филиппов, С.Х. Эстемирова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 61–72. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-61-72.

*Адрес для переписки

Коробов Юрий Станиславович, д.т.н.,
 зав. лаб. лазерной и плазменной обработки
 Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
 ул. Софьи Ковалевской, 18,
 620108, г. Екатеринбург, Россия
 Тел.: 8 (919) 379-20-16, e-mail: yukorobov@gmail.com

АННОТАЦИЯ

Введение. Критичные по надежности компоненты оборудования, контактирующие с высокоскоростными жидкими средами (например, лопатки турбины гидростанций, крыльчатки насосов, корабельные винты), подвержены одному из видов износа – кавитационной эрозии. **Целью работы** был выбор и научное обоснование вида покрытия и его структурно-фазового состояния для эффективной защиты деталей от кавитационной эрозии. **Методы исследования.** В исследовании проведен сравнительный анализ различий в эрозионной стойкости характерных аустенитных сталей в виде объемного материала (316L) и покрытий (E308L, 60X8TЮ), используемых для защиты от кавитации. Для нанесения покрытий использовали дуговую наплавку, ручную и неплавящимся электродом в аргоне. Испытания проведены на оригинальной установке оценки кавитационной стойкости материалов при наложении ультразвука и разности электрических потенциалов. **Результаты и обсуждение.** Результаты показывают, что 60X8TЮ имеет более высокую стойкость против кавитационной эрозии, чем E308L и 316L, в 4 и 10 раз соответственно. При анализе причин различий кавитационной стойкости выявлены структурные факторы, определяющие сопротивление эрозионному разрушению. Впервые установлена сильная зависимость эрозионной стойкости аустенитных сталей от интенсивности развивающегося под действием кавитации деформационного мартенситного превращения, которое способствует повышению кавитационной стойкости. В метастабильной аустенитной стали в начальный период испытаний в поверхностном слое происходит образование мартенсита деформации (α'), вызывающее рост твердости, диссипацию энергии внешнего воздействия и появление сжимающих напряжений, препятствующих возникновению микротрещин. В дальнейшем происходит дополнительное упрочнение ранее сформированных дисперсных кристаллов α' -мартенсита. В 60X8TЮ указанные эффекты проявились значительно сильнее, чем в E308L и 316L, вследствие более низкой стабильности аустенита и образования углеродистого мартенсита деформации.

Введение

Критичные по надежности компоненты оборудования, контактирующие с высокоскоростными жидкими средами (например, лопатки турбины гидростанций, крыльчатки насосов, корабельные винты), подвержены одному из видов износа – кавитационной эрозии [1–5]. Кавитация инициирует ударные волны высокого давления, свыше 1500 МПа [6, 7], а скорость возникающих микроструй жидкости может превышать 120 м/с [8–10]. На поверхности, подверженной кавитации, происходит локальная пластическая деформация с последующим разрушением частиц материала с поверхности [11, 12].

Появляющиеся при этом дефекты (микропоры или полости) приводят к снижению эффективности оборудования и увеличению затрат на ремонт [13]. На рис. 1 представлен типичный пример кавитационно-эрозионного повреждения крыльчатки насоса, изготовленной из аустенитной нержавеющей стали 316L (российский аналог 03X18H12M2) и используемой в системах охлаждения электростанций. Сообщается, что AISI 316 не обладает высокой стойкостью против кавитационной эрозии [14].

Поверхностная обработка перспективна для уменьшения кавитационных повреждений [15, 16]. Другим направлением повышения стойкости деталей против кавитационной эрозии является нанесение покрытий наплавкой [17–19] и газотермическим напылением [5, 20, 21]. Дуговая наплавка широко используется вследствие относительно невысокой стоимости и возможности получения при этом плотных покрытий [22]. В качестве материала для наплавки полу-

чили распространение, в частности, аустенитные электроды/проволока типа Е308L-17 (российский аналог 03X19H10) по причине хорошей свариваемости и адекватной стойкости против кавитации [23, 24]. Метастабильные аустенитные стали (МАС) потенциально являются многообещающей альтернативой более дорогим сплавам на основе Co, Ni. В МАС приложение внешней нагрузки вызывает превращение метастабильного аустенита (γ) в мартенсит деформации (α'), сопровождающееся синергетическими эффектами. Во-первых, увеличение доли мартенситной фазы приводит к увеличению твердости. Во-вторых, энергия внешней нагрузки, приложенная к поверхности, рассеивается из-за деформационного зарождения мартенсита. Кроме того, вследствие фазового перехода $\gamma \rightarrow \alpha'$ в поверхностном слое детали возникают сжимающие напряжения, препятствующие возникновению микротрещин [25]. В результате улучшается износостойкость в разных условиях (например, абразивные, гидро- и газоабразивные, эрозионные, кавитационные, адгезионные и усталостные нагрузки) [26, 27]. Для МАС 50Ni9Cr5 показано, что фазовый переход $\gamma \rightarrow \alpha'$ происходит при пороговом уровне внешней нагрузки от 1000 до 2500 МПа с увеличением исходного количества мартенсита с 15 до 75 %. При напряжениях, превышающих пороговое значение, количество деформационного мартенсита линейно растет с ростом напряжений [28]. Авторами получены аналогичные результаты для покрытий из МАС типа 50Cr18 под действием высоко динамичных ударных нагрузок [29], а для покрытий из 60X8ТЮ – при абразивном воздействии [30]. Приведенный уровень внешних

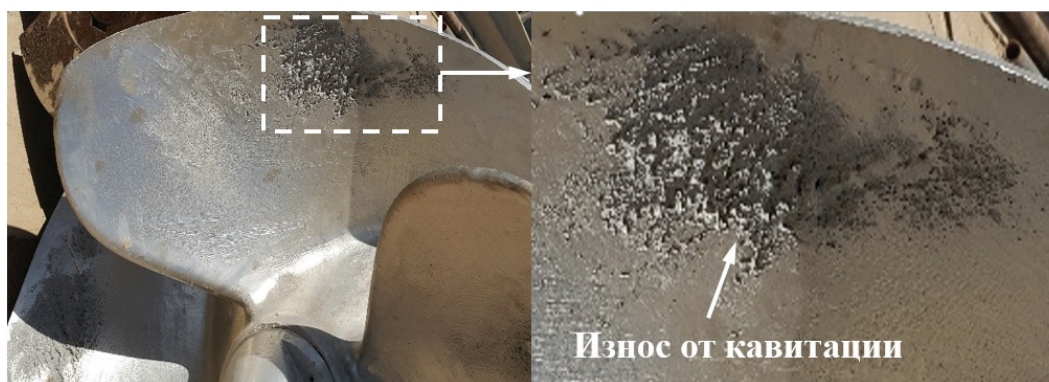


Рис. 1. Кавитационный износ крыльчатки водяного насоса

Fig. 1. Cavitation wear of water pump impeller

нагрузок соответствует кавитационным нагрузкам более 1500 МПа, как показано выше [6–10], что дает основание полагать возможность фазового перехода $\gamma \rightarrow \alpha'$ в МАС 60Х8ТЮ при кавитации.

Целью данного исследования является оценка стойкости против кавитационной эрозии и анализ структурных изменений в наплавленном покрытии из стали 60Х8ТЮ в сравнении с аустенитными сталями 316L (объемная заготовка) и E308L-17 (наплавленный слой).

Методика исследований

В работе исследованы объемная заготовка из стали AISI 316L, покрытия на подложке из AISI 316L, наплавленные на установке Шторм-LORCH, S серия (Шторм, Екатеринбург, Россия) порошковой проволокой 60Х8ТЮ $\varnothing 1,6$ мм и электродом E308L-17 $\varnothing 2,5$ мм. Химический состав указанных материалов по данным производителей, мас. %:

AISI 316L – C $\leq 0,03$; Cr 16,5-18,0; Ni 10,0-13,0; Mo 2,0-2,5; Mn ≤ 2 ; P $\leq 0,045$; S $\leq 0,03$; Ti $\leq 0,5$; остальное – Fe;

60Х8ТЮ – C 0,6; Cr 8,0; Al 1,5; Ti 1,0; остальное – Fe;

E308L-17 – C 0,03; Cr 19; Ni 10; Si 0,86; Mn 0,51; Nb 0,30; P 0,03; S 0,01; остальное – Fe.

Наплавку 60Х8ТЮ производили дуговой сваркой неплавящимся электродом в среде

инертного газа (TIG), ток 90...110 А, напряжение 12 В и расход аргона 12...15 л/мин. Наплавку E308L-17 выполняли ручной дуговой сваркой (РДС), ток 70...75 А, напряжение 25 В.

Образцы для испытаний (рис. 2) были подготовлены в соответствии с ASTM G32–10 [31], кавитации подвергалась торцевая часть образца $\varnothing 16$ мм.

Для оценки эрозионного износа использовали оригинальную установку [32], в которой реализован эффект возникновения кавитации под влиянием ультразвука на струю жидкости, поступающую на поверхность (рис. 3). Постоянство состава, напора и температуры жидкости обеспечено по алгоритму обратных связей, реализованному в контроллере. Подача напряжения между соплом и образцом добавляет электрохимическое воздействие за счет анодной поляризации, что усиливает эрозионный износ. Величина напряжения выбрана минимальной, при которой проявляется эффект ускорения эрозии.

Предложенная схема кавитационного воздействия отличается от стандартизованной [31] взаимным расположением образца и струи воды и указанными выше особенностями конструкции. Это позволяет ускорить испытания, повысить достоверность и стабильность результатов в сравнении с аналогами [33, 34].

Режимы проведения кавитационных испытаний приведены в табл. 1. Стойкость против кавитационной эрозии сравнивали по критерию

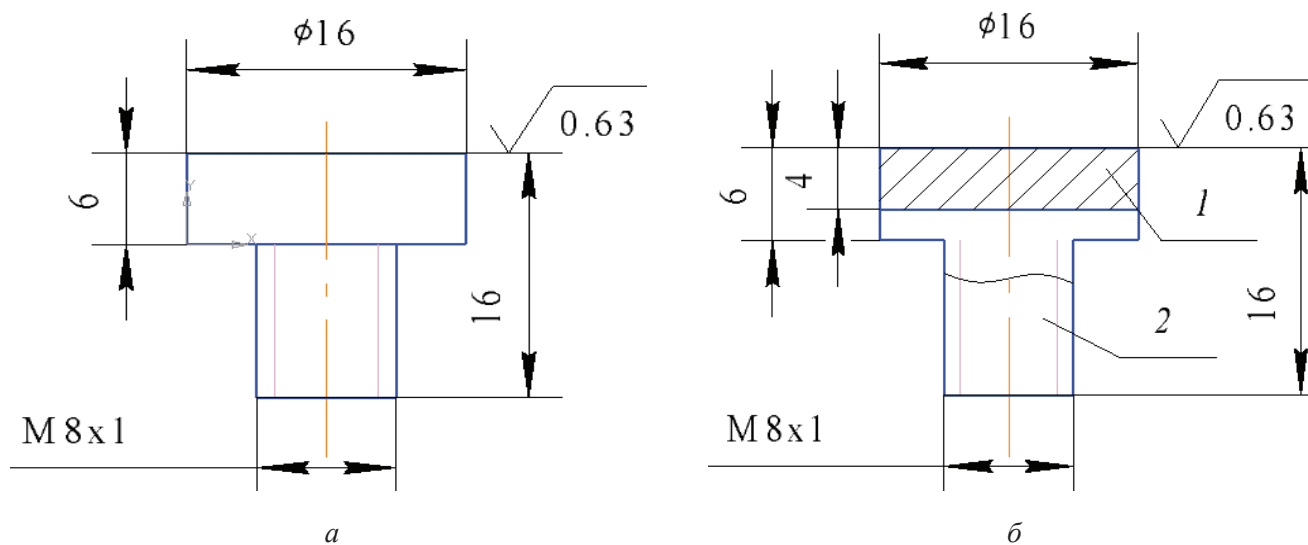


Рис. 2. Образцы для кавитационных испытаний:

a – образец из стали AISI 316L; *б* – образец с наплавленным покрытием; 1 – наплавленный слой; 2 – подложка

Fig. 2. Samples for the cavitation tests:

a – AISI 316L steel sample; *б* – the sample with a deposited coating; 1 – deposited layer; 2 – substrate

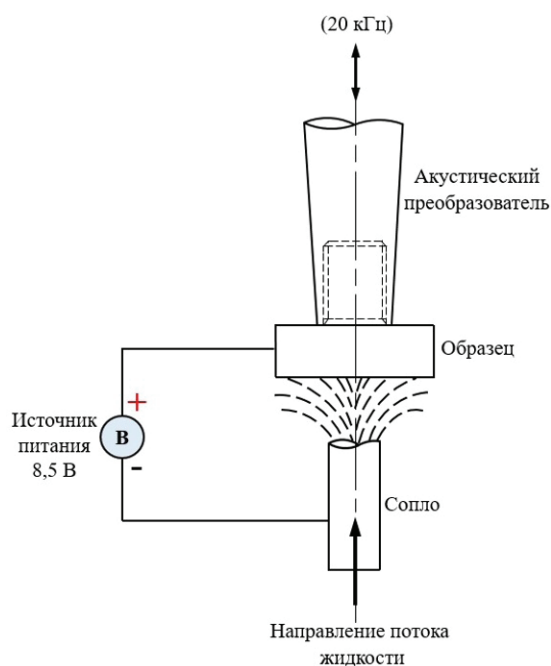


Рис. 3. Схема установки для испытаний на кавитационную эрозию

Fig. 3. Scheme of the installation for cavitation erosion testing

потери массы. Испытания на кавитацию прерывали через нерегулярные интервалы для взвешивания испытуемого образца. Перед и после каждого интервала образец очищали ацетоном, сушили теплым воздухом в течение 30...40 с и взвешивали на весах с точностью 0,5 мг. Разница между начальной массой образца и измеренной массой после кавитационных воздействий представляет собой потерю массы в каждом интервале испытаний.

Для изучения фазовых превращений, происходящих при кавитации, был выполнен рентгеновский дифракционный анализ (РДА) на дифрактометре Shimadzu XRD - 7000 (Shimadzu, Япония). Условия съемки: излучение – Cu K α , графитовый монохроматор, угловой диапазон $2\theta = 30...115^\circ$, тип съемки – пошаговый, шаг сканирования $0,04^\circ$, экспозиция – 3 с. Анализ производили для образцов после испытаний, длительность которых соответствовала времени замеров потери массы.

Таблица 1

Table 1

Режимы испытания на кавитационную стойкость

Cavitation test modes

Параметр / Parameter	Значение / Value
Частота колебаний, кГц / Vibration frequency, kHz	$20 \pm 0,1$
Амплитуда колебаний, мкм / Peak-to-peak displacement amplitude, μm	$53 \pm 3,0$
Среда испытаний / Test environment	Водопроводная вода, pH $7,5 \pm 0,20$ / Tap water, pH 7.5 ± 0.20
Приложенное напряжение, В / Applied voltage, V	8,5
Время кавитации, мин / Testing time, min	300
Температура / Temperature	Комнатная / Room

Результаты и их обсуждение

В табл. 2 приведены результаты кавитационных испытаний.

Испытания показали, что 60X8ТЮ имеет более высокую стойкость против кавитационной эрозии по сравнению с AISI 316L и E308L-17,

примерно соответственно в 10 и 4 раза выше. Заметный рост темпа износа у AISI 316L и E308L-17 в сравнении с 60X8ТЮ наблюдается соответственно через 40 и 90 мин.

Согласно РДА (рис. 4), до кавитационных испытаний доля α -фазы в поверхностном слое 60X8ТЮ составляла 29,5 %, в AISI 316L – 2 %, в E308L-17 – 10,5 %.

Результаты кавитационных испытаний

Cavitation test results

Время испытаний, мин / Testing time, min	Потеря массы, мг / Weight loss, mg		
	AISI 316L	E308L-17	60X8TiO
0	0,00	0,00	0,00
5	0,67	0,47	0,10
10	1,10	0,75	0,31
20	1,65	0,90	0,66
40	2,02	1,03	0,87
60	2,90	1,13	0,99
90	5,04	1,57	1,24
120	7,74	2,43	1,48
180	15,44	4,72	1,76
240	22,13	8,07	2,06
300	28,65	12,13	2,49

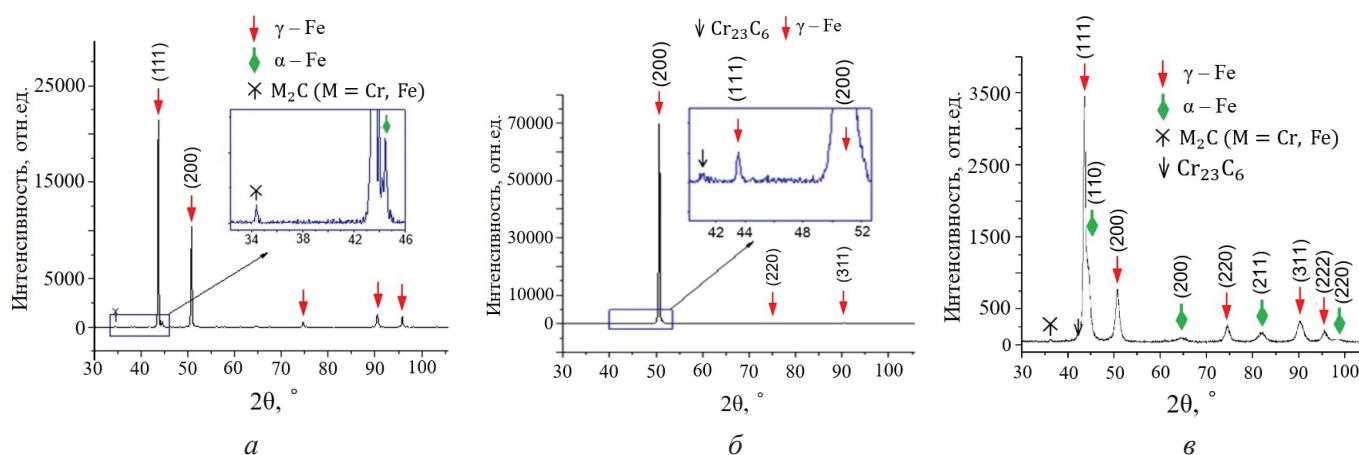


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы образцов перед кавитационными испытаниями:

а – AISI 316L; б – E308L-17; в – 60X8TiO

Fig. 4. XRD patterns of the samples before cavitation tests:

а – AISI 316L; б – E308L-17; в – 60Cr8TiAl

а в поверхностном слое покрытия E308L-17 α -фазы обнаружено не было.

Представленное сочетание аустенита и мартенсита в 60X8TiO обусловлено влиянием легирующих элементов. Углерод является сильным аустенизатором, а при данном соотношении C/Cr начальная температура мартенситного превращения (M_s) уменьшается. Расчеты по прогнозным уравнениям применительно к основному химическому составу 0,6 % C и 8 % Cr [35] пока-

зали, что M_s находится в диапазоне 170...220 °C. Алюминий и титан в указанных пределах провоцируют $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение и способствуют увеличению количества центров кристаллизации и получению мелкозернистой структуры [36].

В процессе испытаний согласно РДА зафиксировано увеличение количества мартенсита деформации в поверхностном слое всех образцов, рис. 5.

В 60X8TiO доля мартенсита увеличилась до 73 %, что значительно выше, чем в E308L-17 и

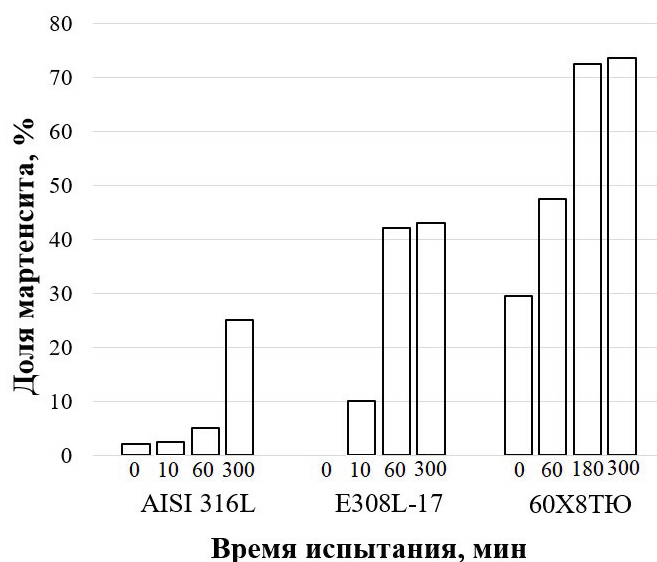


Рис. 5. Изменение доли мартенсита при кавитационных испытаниях

Fig. 5. Change in the proportion of martensite during cavitation tests

AISI 316L. Это свидетельствует о значительном понижении стабильности аустенита в 60X8TiO.

Образование мартенсита деформации вызывает рост твердости, диссипацию энергии внешнего воздействия и появление сжимающих напряжений, препятствующих возникновению микротрещин. Для 60X8TiO и E308L-17 угол наклона кривых зависимости доли мартенсита от продолжительности испытаний меняется, что свидетельствует о стабилизации аустенита. В дальнейшем при незначительном увеличении доли мартенсита происходит дополнительное деформационное упрочнение ранее сформированных дисперсных кристаллов α' -мартенсита. Для стали AISI 316L в течение первых 60 мин кавитации заметного образования α' -мартенсита не наблюдалось. Это свидетельствует о высокой стабильности аустенита, что подтверждается и другими исследованиями [26]. Только длительное кавитационное воздействие (в течение 300 мин) привело к образованию 25 % мартенсита на поверхности металла. Это означает, что формирование α' -мартенсита происходит в уже упрочненном аустените этой стали.

Сопоставление результатов кавитационных испытаний и данных РДА показывает, что имеет

место корреляционная зависимость эрозионной стойкости аустенитных сталей от интенсивности развивающегося под действием кавитации мартенситного превращения, которое способствует повышению кавитационной стойкости, рис. 6.

Сильное влияние мартенситного превращения на стойкость против кавитационной эрозии показано также для аустенитной стали 304 [37, 38], близкой по системе легирования рассмотренной стали AISI 316 и покрытию из E308L-17.

Таким образом, можно заключить, что кавитационное нагружение покрытия из 60X8TiO приводит к фазовому превращению $\gamma \rightarrow \alpha'$ аналогично абразивному воздействию. Это вызывает характерные для метастабильных аустенитных сталей синергетические эффекты повышения твердости, диссипации энергии, росту напряжений в поверхностном слое. Результатом этих эффектов является повышенная стойкость покрытия из 60X8TiO в сравнении с распространенными материалами для деталей, работающих в применениях с кавитационным нагружением.

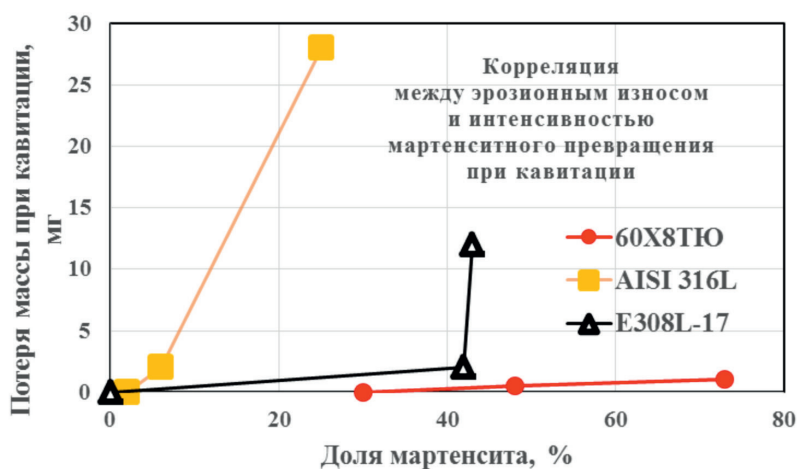


Рис. 6. Корреляция между эрозионным износом и интенсивностью мартенситного превращения при кавитации

Fig. 6. Correlation between erosive wear and the intensity of martensitic transformation during cavitation

Выводы

1. Показан и обоснован механизм поверхностного упрочнения в метастабильной аустенитной стали в процессе кавитации. В начальный период испытаний в поверхностном слое происходит образование мартенсита деформации (α'). В дальнейшем происходит дополнительное де-

формационное упрочнение ранее сформированных дисперсных кристаллов α' -мартенсита.

2. Кавитационное воздействие на поверхность метастабильной аустенитной стали приводит к деформационному превращению мартенсита, как и при ранее рассмотренных воздействиях на аналогичные стали высокочастотных ударных нагрузок и абразивного изнашивания. Это свидетельствует об одинаковом уровне внешних удельных нагрузок при всех указанных видах нагружения.

3. Имеет место корреляционная зависимость эрозионной стойкости аустенитных сталей от интенсивности развивающегося под действием кавитации мартенситного превращения. В покрытии из стали 60X8ТЮ с наибольшей интенсивностью указанного превращения эрозионная стойкость выше соответственно в 4 и 10 раз в сравнении с типовыми для применений с кавитационным нагружением, сталью AISI 316L и покрытием из стали E308L-17.

Список литературы

1. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие сплавы. – М.: Металлургия, 1972. – 192 с.

2. Singh R., Tiwari S.K., Mishra S.K. Cavitation erosion in hydraulic turbine components and mitigation by coatings: current status and future needs // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2012. – Vol. 21. – P. 1539–1551. – DOI: 10.1007/s11665-011-0051-9.

3. Adamkowski A., Henke A., Lewandowski M. Resonance of torsional vibrations of centrifugal pump shafts due to cavitation erosion of pump impellers // *Engineering Failure Analysis*. – 2016. – Vol. 70. – P. 56–72. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2016.07.011.

4. Горбаченко Е.О. Оценка долговечности металлических материалов и судового оборудования при кавитационном изнашивании методом профилометрии: дис. ... канд. техн. наук. – СПб., 2019. – 150 с.

5. Сопротивление эрозионно-коррозионному кавитационному воздействию WC–CoCr- и WC–NiCr-покрытий, полученных методом HVOF / Ю.С. Коробов, Х.Л. Алван, М. Барбоза, Н.В. Лежнин, Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, М.С. Девятьяров, А.Ю. Давыдов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 20–27. – DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.03.

6. Vyas B., Preece C. Cavitation erosion of face centered cubic metals // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1977. – Vol. 8. – P. 915–923. – DOI: 10.1007/BF02661573.

7. Brujan E.A., Ikeda T., Matsumoto Y. Shock wave emission from a cloud of bubbles // *Soft Matter*. – 2012. – Vol. 8, iss. 21. – P. 5777–5783. – DOI: 10.1039/C2SM25379H.

8. Lauterborn W., Bolle H. Experimental investigation of cavitation bubble collapse in the neighborhood of a solid boundary // *Journal of Fluid Mechanics*. – 1975. – Vol. 72. – P. 391–399. – DOI: 10.1017/S0022112075003448.

9. Plesset M.S., Chapman R.B. Collapse of an initially spherical vapor cavity in the neighborhood of a solid boundary // *Journal of Fluid Mechanics*. – 1971. – Vol. 47. – P. 283–290. – DOI: 10.1017/S0022112071001058.

10. Relationship between cavitation structures and cavitation damage / M. Dular, B. Bachert, B. Stoffel, B. Širok // *Wear*. – 2004. – Vol. 257. – P. 1176–11841. – DOI: 10.1016/j.wear.2004.08.004.

11. Vyas B., Preece C. Stress produced in a solid by cavitation // *Journal of Applied Physics*. – 1976. – Vol. 47. – P. 5133–5138. – DOI: 10.1063/1.322584.

12. Pohl M., Stella J., Hessing C. Comparative study on CuZnAl and CuMnZnAlNiFe shape memory alloys subjected to cavitation-erosion // *Advanced Engineering Materials*. – 2003. – Vol. 5. – P. 251–256. – DOI: 10.1002/adem.200300341.

13. Espitia L.A., Toro A. Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components // *Tribology International*. – 2010. – Vol. 43. – P. 2037–2045. – DOI: 10.1016/j.triboint.2010.05.009.

14. Chiu K.Y., Cheng F.T., Man H.C. Cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel laser surface-modified with NiTi // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 392. – P. 348–358. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.035.

15. Residual stress and microstructure evolutions of SAF 2507 duplex stainless steel after shot peening / M. Chen, H. Liu, L. Wang, Z. Xu, V. Ji, C. Jiang // *Applied Surface Science*. – 2018. – Vol. 459. – P. 155–163. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.07.182.

16. Park I.-C., Kim S.-J. Effect of pH of the sulfuric acid bath on cavitation erosion behavior in natural seawater of electroless nickel plating coating // *Applied Surface Science*. – 2019. – Vol. 483. – P. 194–204. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.03.277.

17. Cavitation erosion-corrosion resistance of deposited austenitic stainless steel/E308L-17 electrode / H.L. Alwan, Yu.S. Korobov, N.N. Soboлева, N.V. Lezhnin, A.V. Makarov, E.P. Nikolaeva, M.S. Deviatarov // *Solid State Phenomena*. – 2020. – Vol. 299. – P. 908–913. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.299.908.

18. Gualco A., Svoboda H.G., Surian E.S. Effect of welding parameters on microstructure of Fe-based nanostructured weld overlay deposited through FCAW-S // *Welding International*. – 2016. – Vol. 30. – P. 573–580. – DOI: 10.1080/09507116.2015.1096533.

19. Sreedhar B.K., Albert S.K., Pandit A.B. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing – comparison of Ni and Co based deposits // *Wear*. – 2015. – Vol. 342–343. – P. 92–99. – DOI: 10.1016/j.wear.2015.08.009.
20. Abrasion, erosion and cavitation erosion wear properties of thermally sprayed alumina based coatings / V. Matikainen, K. Niemi, H. Koivuluoto, P. Vuoristo // *Coatings*. – 2014. – Vol. 4. – P. 18–36. – DOI: 10.3390/coatings4010018.
21. Effect of spray particle velocity on cavitation erosion resistance characteristics of HVOF and HVOF processed 86WC-10Co4Cr hydro turbine coatings / R.K. Kumar, M. Kamaraj, S. Seetharamu, T. Pramod, P. Sampathkumaran // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2016. – Vol. 25. – P. 1217–1230. – DOI: 10.1007/s11666-016-0427-3.
22. Solidified microstructure of wear-resistant Fe-Cr-C-B overlays / J. Li, R. Kannan, M. Shi, L. Li // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2020. – Vol. 51. – P. 1291–1300. – DOI: 10.1007/s11663-020-01863-3.
23. Tôn-Thất L. Experimental comparison of cavitation erosion rates of different steels used in hydraulic turbines // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. – 2010. – Vol. 12. – P. 1–9. – DOI: 10.1088/1755-1315/12/1/012052.
24. Thermal spray and weld repair alloys for the repair of cavitation damage in turbines and pumps: a technical note / A. Kumar, J. Boy, R. Zatorski, L.D. Stephenson // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2005. – Vol. 14. – P. 177–182. – DOI: 10.1361/10599630523737.
25. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. – 358 с. – ISBN 978-5-321-01473-8.
26. Heathcock C.J., Protheroe B.E., Ball A. Cavitation erosion of stainless steels // *Wear*. – 1982. – Vol. 81. – P. 311–327. – DOI: 10.1016/0043-1648(82)90278-2.
27. Understanding the roles of deformation-induced martensite of 304 stainless steel in different stages of cavitation erosion / L.M. Zhang, Z.X. Li, J.X. Hu, A.L. Ma, S. Zhang, E.F. Daniel, A.J. Umoh, H.X. Hu, Y.G. Zheng // *Tribology International*. – 2021. – Vol. 155. – P. 106752. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106752.
28. Лободюк В.А., Эсфрин Э.И. Мартенситные превращения. – М.: Физматлит, 2009. – 350 с. – ISBN 978-5-9221-1018-1.
29. Structural features of welded joint of medium-carbon chromium steel containing metastable austenite / Yu.S. Korobov, O.V. Pimenova, M.A. Filippov, M.S. Khadyev, N.N. Ozerets, S.B. Mikhailov, S.O. Morozov, Yu.S. Davydov, N.M. Razikov // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2020. – Vol. 11. – P. 132–139. – DOI: 10.1134/S2075113320010220.
30. An influence of strain-induced nucleation of martensitic transformations on tribological properties of sprayed and surfaced depositions / Yu. Korobov, V. Verkhovubov, S. Nevezhin, M. Filippov, G.A. Tkachuk, A. Makarov, I. Zabolotskikh // *International Thermal Spray Conference and Exposition ITSC*. – Shanghai, China, 2016. – P. 694–699.
31. G 32-10. Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus. – ASTM, 2011. – 20 p. – (Annual Book of ASTM Standards).
32. Патент № 2710480 Российская Федерация. Установка для испытания на кавитационную эрозию: № 2018130210: заявл. 20.08.2018: опубл. 26.12.2019, Бюл. № 36 / В.И. Шумяков, Ю.С. Коробов, Х.Л. Алван, Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, М.С. Девятьяров. – 9 с.
33. Enhanced cavitation erosion-corrosion resistance of high-velocity oxy-fuel-sprayed Ni-Cr-Al₂O₃ coatings through stationary friction processing / H.S. Arora, M. Rani, G. Perumal, H. Singh, H.S. Grewal // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2020. – Vol. 29. – P. 1183–1194. – DOI: 10.1007/s11666-020-01050-5.
34. Цветков Ю.Н., Горбаченко Е.О. Испытания сталей на кавитационное изнашивание с применением метода измерения профиля поверхности // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2017. – Т. 83, № 7. – С. 54–58.
35. Lipold J.C., Kotecki D.J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. – Hoboken, NJ: Wiley, 2005. – 357 p. – ISBN 0-471-47379-0.
36. Сварка и свариваемые материалы. В 3 т. Т. 1. Свариваемость материалов / под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991. – 528 с. – ISBN 5-229-00816-4.
37. Understanding the roles of deformation-induced martensite of 304 stainless steel in different stages of cavitation erosion / L.M. Zhang, Z.X. Li, J.X. Hu, A.L. Ma, S. Zhang, E.F. Daniel, A.J. Umoh, H.X. Hu, Y.G. Zheng // *Tribology International*. – 2021. – Vol. 155. – P. 106752. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106752.
38. Santos L.L., Cardoso R.P., Brunatto S.F. Direct correlation between martensitic transformation and incubation-acceleration transition in solution-treated AISI 304 austenitic stainless steel cavitation // *Wear*. – 2020. – Vol. 462–463. – P. 203522. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203522.

Конфликт интересов

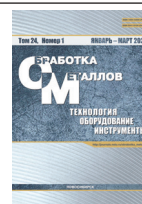
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Comparative study of cavitation erosion resistance of austenitic steels with different levels of metastability

Yury Korobov^{1, a, *}, Hussam Alwan^{2, b}, Aleksey Makarov^{1, c}, Vladimir Kukareko^{3, d}, Vitaliy Sirosh^{1, e},
 Michael Filippov^{2, f}, Svetlana Estemirova^{4, g}

¹ M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy str., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

³ The Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, 12 Akademicheskaya str., Minsk, 220072, Republic of Belarus

⁴ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 101 Amundsen str., Ekaterinburg, 620016, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>, yukorobov@gmail.com, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2955-204X>, lefta.hussam@gmail.com,

^c <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, av-mak@yandex.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-4283-871X>, v_kukareko@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>, sirosh.imp@yandex.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-0733-4607>, filma1936@mail.ru,

^g <https://orcid.org/0000-0001-7039-1420>, esveta100@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 December 2021

Revised: 17 January 2022

Accepted: 28 January 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Cavitation erosion resistance

Metastable austenite

Martensitic phase transformation

Microstructure

Deposited coatings

Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment of the IMF UB RAS on topics No. AAAA-A18-118020190116-6, No. AAAA-A19-119070490049-8. This study was supported by project No. IRA-SME-66316 “cladHEA +” under the M-ERA.NET program, Call 2019-II.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”

ABSTRACT

Introduction. Reliability-critical components of equipment working in contact with high-speed liquid media (for example, turbine blades of hydroelectric power stations, pump impellers, ship propellers) are subjected to one of the types of wear – cavitation erosion. **The current study aims** to select and scientifically substantiate the type of coating and its structural-phase state for the effective protection of parts from cavitation erosion. **Research methods.** The study carries out a comparative analysis of differences in the cavitation erosion resistance of characteristic austenitic steels, in the form of bulk material (316L) and coatings (E308L, 60Cr8TiAl), used for protection against cavitation Arc surfacing, i.e. MMA and MIG, is used for depositing the coatings. The tests are carried out on an original installation for evaluating the cavitation resistance of materials with applying ultrasound and the electrical potential difference. **Results and Discussion.** The results show that the 60Cr8TiAl has a higher resistance to cavitation erosion than that of E308L and 316L by 4 and 10 times, respectively. The structural factors that determine the resistance to cavitation erosion damage are identified to analyze the reasons for the differences in material resistance. Firstly, a strong dependence of the cavitation erosion resistance of austenitic steels on the intensity of the deformation martensitic transformation, developing under the influence of cavitation, is confirmed. This structural transformation contributes to an increase in cavitation resistance of the surface layer. In metastable austenitic steel, a deformation martensite (α') is formed in the surface layer during the initial test period. This causes an increase in hardness, dissipation of the energy of external action, and the appearance of compressive stresses that prevent the occurrence of microcracks. Subsequently, additional hardening of the previously formed dispersed crystals of α' -martensite occurs. In 60Cr8TiAl, these effects are significantly stronger than that of E308L and 316L due to the higher level of metastability of austenite and formation of carbon deformation martensite.

For citation: Korobov Yu.S., Alwan H.L., Makarov A.V., Kukareko V.A., Sirosh V.A., Filippov M.A., Estemirova S.Kh. Comparative study of cavitation erosion resistance of austenitic steels with different levels of metastability. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 61–72. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-61-72. (In Russian).

* Corresponding author

Korobov Yury S., D.Sc. (Engineering), Head of Laser/Plasma Processing Laboratory

M.N. Miheev Institute of Metal Physics,
 Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

18 S. Kovalevskoy str.,
 620108, Ekaterinburg, Russian Federation

Tel.: 8 (919) 379-20-16, e-mail: yukorobov@gmail.com

References

1. Bogachev I.N. *Kavitatsionnoe razrushenie i kavitatsionnostoikie splavy* [Cavitation destruction and cavitation-resistant alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 192 p.
2. Singh R., Tiwari S.K., Mishra S.K. Cavitation erosion in hydraulic turbine components and mitigation by coatings: current status and future needs. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, vol. 21, pp. 1539–1551. DOI: 10.1007/s11665-011-0051-9.
3. Adamkowski A., Henke A., Lewandowski M. Resonance of torsional vibrations of centrifugal pump shafts due to cavitation erosion of pump impellers. *Engineering Failure Analysis*, 2016, vol. 70, pp. 56–72. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2016.07.011.
4. Gorbachenko E.O. *Otsenka dolgovechnosti metallicheskih materialov i sudovogo oborudovaniya pri kavitatsionnom iznashivanii metodom profilometrii*. Diss. kand. tekhn. nauk [Evaluation of the durability of metallic materials and ship equipment during cavitation wear by the profilometry method. PhD eng. sci. diss.]. St. Petersburg, 2019. 150 p.
5. Korobov Yu.S., Alwan H.L., Barbosa M., Lezhnin N.V., Soboleva N.N., Makarov A.V., Deviatyarov M.S., Davydov A.Yu. Soprotivlenie erozionno-korrozionnomu kavitatsionnomu vozdeistviyu WC–CoCr- i WC–NiCr-pokrytii, poluchennykh metodom HVOF [Cavitation erosion-corrosion resistance of WC–CoCr and WC–NiCr HVOF coatings]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroyeniye, materialovedeniye = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 20–27. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.03.
6. Vyas B., Preece C. Cavitation erosion of face centered cubic metals. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1977, vol. 8, pp. 915–923. DOI: 10.1007/BF02661573.
7. Brujan E.A., Ikeda T., Matsumoto Y. Shock wave emission from a cloud of bubbles. *Soft Matter*, 2012, vol. 8, iss. 21, pp. 5777–5783. DOI: 10.1039/C2SM25379H.
8. Lauterborn W., Bolle H. Experimental investigation of cavitation bubble collapse in the neighborhood of a solid boundary. *Journal of Fluid Mechanics*, 1975, vol. 72, pp. 391–399. DOI: 10.1017/S0022112075003448.
9. Plesset M.S., Chapman R.B. Collapse of an initially spherical vapor cavity in the neighborhood of a solid boundary. *Journal of Fluid Mechanics*, 1971, vol. 47, pp. 283–290. DOI: 10.1017/S0022112071001058.
10. Dular M., Bachert B., Stoffel B., Širok B. Relationship between cavitation structures and cavitation damage. *Wear*, 2004, vol. 257, pp. 1176–11841. DOI: 10.1016/j.wear.2004.08.004.
11. Vyas B., Preece C. Stress produced in a solid by cavitation. *Journal of Applied Physics*, 1976, vol. 47, pp. 5133–5138. DOI: 10.1063/1.322584.
12. Pohl M., Stella J., Hessing C. Comparative study on CuZnAl and CuMnZnAlNiFe shape memory alloys subjected to cavitation-erosion. *Advanced Engineering Materials*, 2003, vol. 5, pp. 251–256. DOI: 10.1002/adem.200300341.
13. Espitia L.A., Toro A. Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components. *Tribology International*, 2010, vol. 43, pp. 2037–2045. DOI: 10.1016/j.triboint.2010.05.009.
14. Chiu K.Y., Cheng F.T., Man H.C. Cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel laser surface-modified with NiTi. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 392, pp. 348–358. DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.035.
15. Chen M., Liu H., Wang L., Xu Z., Ji V., Jiang C. Residual stress and microstructure evolutions of SAF 2507 duplex stainless steel after shot peening. *Applied Surface Science*, 2018, vol. 459, pp. 155–163. DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.07.182.
16. Park I.-C., Kim S.-J. Effect of pH of the sulfuric acid bath on cavitation erosion behavior in natural seawater of electroless nickel plating coating. *Applied Surface Science*, 2019, vol. 483, pp. 194–204. DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.03.277.
17. Alwan H.L., Korobov Yu.S., Soboleva N.N., Lezhnin N.V., Makarov A.V., Nikolaeva E.P., Deviatyarov M.S. Cavitation erosion-corrosion resistance of deposited austenitic stainless steel/E308L-17 electrode. *Solid State Phenomena*, 2020, vol. 299, pp. 908–913. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.299.908.
18. Gualco A., Svoboda H.G., Surian E.S. Effect of welding parameters on microstructure of Fe-based nanostructured weld overlay deposited through FCAW-S. *Welding International*, 2016, vol. 30, pp. 573–580. DOI: 10.1080/09507116.2015.1096533.

19. Sreedhar B.K., Albert S.K., Pandit A.B. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing – comparison of Ni and Co based deposits. *Wear*, 2015, vol. 342–343, pp. 92–99. DOI: 10.1016/j.wear.2015.08.009.
20. Matikainen V., Niemi K., Koivuluoto H., Vuoristo P. Abrasion, erosion and cavitation erosion wear properties of thermally sprayed alumina based coatings. *Coatings*, 2014, vol. 4, pp. 18–36. DOI: 10.3390/coatings4010018.
21. Kumar R.K., Kamaraj M., Seetharamu S., Pramod T., Sampathkumaran P. Effect of spray particle velocity on cavitation erosion resistance characteristics of HVOF and HVAF processed 86WC-10Co4Cr hydro turbine coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2016, vol. 25, pp. 1217–1230. DOI: 10.1007/s11666-016-0427-3.
22. Li J., Kannan R., Shi M., Li L. Solidified microstructure of wear-resistant Fe-Cr-C-B overlays. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2020, vol. 51, pp. 1291–1300. DOI: 10.1007/s11663-020-01863-3.
23. Tôn-Thât L. Experimental comparison of cavitation erosion rates of different steels used in hydraulic turbines. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2010, vol. 12, pp. 1–9. DOI: 10.1088/1755-1315/12/1/012052.
24. Kumar A., Boy J., Zatorski R., Stephenson L.D. Thermal spray and weld repair alloys for the repair of cavitation damage in turbines and pumps: a technical note. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2005, vol. 14, pp. 177–182. DOI: 10.1361/10599630523737.
25. Filippov M.A., Filippenkov A.A., Plotnikov G.N. *Iznosostoikie stali dlya otlivok* [Wear-resistant steels for castings]. Ekaterinburg, UGTU-UI Publ., 2009. 358 p. ISBN 978-5-321-01473-8.
26. Heathcock C.J., Protheroe B.E., Ball A. Cavitation erosion of stainless steels. *Wear*, 1982, vol. 81, pp. 311–327. DOI: 10.1016/0043-1648(82)90278-2.
27. Zhang L.M., Li Z.X., Hu J.X., Ma A.L., Zhang S., Daniel E.F., Umoh A.J., Hu H.X., Zheng Y.G. Understanding the roles of deformation-induced martensite of 304 stainless steel in different stages of cavitation erosion. *Tribology International*, 2021, vol. 155, p. 106752. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106752.
28. Lobodyuk V.A., Estrin E.I. *Martensitnye prevrashcheniya* [Martensitic transformations]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2016. 350 p. ISBN 978-5-9221-1018-1.
29. Korobov Yu.S., Pimenova O.V., Filippov M.A., Khadyev M.S., Ozerets N.N., Mikhailov S.B., Morozov S.O., Davydov Yu.S., Razikov N.M. Structural features of welded joint of medium-carbon chromium steel containing metastable austenite. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2020, vol. 11, pp. 132–139. DOI: 10.1134/S2075113320010220.
30. Korobov Yu., Verkhovubov V., Nevezhin S., Filippov M., Tkachuk G.A., Makarov A., Zabolotskikh I. An influence of strain-induced nucleation of martensitic transformations on tribological properties of sprayed and surfaced depositions. *International Thermal Spray Conference and Exposition ITSC*, Shanghai, China, 2016, pp. 694–699.
31. G 32-10. *Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus*. *Annual Book of ASTM Standards*. ASTM, 2011. 20 p.
32. Shumyakov V.I., Korobov Yu.S., Alvan Kh.L., Lezhnin N.V., Makarov A.V., Devyat'yarov M.S. *Ustanovka dlya ispytaniya na kavitatsionnyu eroziyu* [Installation for cavitation erosion testing]. Patent RF, no. 2710480, 2019.
33. Arora H.S., Rani M., Perumal G., Singh H., Grewal H.S. Enhanced cavitation erosion–corrosion resistance of high-velocity oxy-fuel-sprayed Ni-Cr-Al₂O₃ coatings through stationary friction processing. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, vol. 29, pp. 1183–1194. DOI: 10.1007/s11666-020-01050-5.
34. Tsvetkov Yu.N., Gorbachenko E.O. Ispytaniya stalei na kavitatsionnoe iznashivanie s primeneniem metoda izmereniya profilya poverkhnosti [Profilometric measurements in accelerated testing of steels for cavitation wear]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Diagnostics of materials*, 2017, vol. 83, no. 7, pp. 54–58.
35. Lipold J.C., Kotecki D.J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken, NJ, Wiley, 2005. 357 p. ISBN 0-471-47379-0.
36. Makarov E.L., ed. *Svarka i svarivaemye materialy*. V 3 t. T. 1. *Svarivaemost' materialov* [Welding and materials to be welded. In 3 vol. Vol. 1. Weldability of materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991. 528 p. ISBN 5-229-00816-4.

37. Zhang L.M., Li Z.X., Hu J.X., Ma A.L., Zhang S., Daniel E.F., Umoh A.J., Hu H.X., Zheng Y.G. Understanding the roles of deformation-induced martensite of 304 stainless steel in different stages of cavitation erosion. *Tribology International*, 2021, vol. 155, p. 106752. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106752.

38. Santos L.L., Cardoso R.P., Brunatto S.F. Direct correlation between martensitic transformation and incubation-acceleration transition in solution-treated AISI 304 austenitic stainless steel cavitation. *Wear*, 2020, vol. 462–463, p. 203522. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203522.

Conflicts of Interest

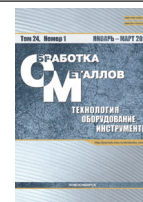
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние степени деформации в условиях низких температур на превращения и свойства метастабильных аустенитных сталей

Светлана Вологжанина^{1, a, *}, Алексей Иголкин^{2, b}, Алексей Перегудов^{3, c}, Игорь Баранов^{2, d},
Никита Мартюшев^{4, e}

¹ Санкт-Петербургский горный университет, Васильевский остров, 21 линия, 2, Санкт-Петербург, 199106, Россия

² Университет ИТМО, Кронверкский пр., 49, Санкт-Петербург, 197101, Россия

³ ГУП «Петербургский метрополитен», Московский пр., 28, Санкт-Петербург, 190013, Россия

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-7675-865X>, svet_spb@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-8287-1851>, igolkin47@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-1273-0743>, mikki435@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0003-0595-368X>, ivbaranov@itmo.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>, martjushev@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.1.017

История статьи:

Поступила: 30 декабря 2021

Рецензирование: 21 января 2022

Принята к печати: 15 февраля 2022

Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Метастабильная аустенитная сталь

Низкие температуры

Фазово-структурные превращения

Скорость деформации

Мартенсит охлаждения

Механические свойства

АННОТАЦИЯ

Введение. Для надежной работы низкотемпературного оборудования необходимо применение материалов, способных обеспечить работоспособность в широком температурном интервале в условиях знакопеременных нагрузок, воздействия коррозионных сред и т.п. Чаще всего в таких случаях применяют метастабильные аустенитные стали (МАС) различных систем легирования. К настоящему времени мало данных о поведении таких материалов в условиях низких температур, включая фазово-структурные превращения, особенности таких превращений в разных температурных зонах, в том числе при приложении нагрузки как статической, так и динамической. **Предметом исследования** в данной работе выбраны МАС марок 10X14AG20 и 10X14G14N4T. **Цель работы** – оценить работоспособность промышленно применяемых МАС для возможного их применения взамен стали 12X18H10T. **Методика исследований.** Фазовый состав образцов исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0. Механические испытания проводили в интервале температур от +20 до –196 °С. Испытания на статическое одноосное растяжение проводили по ГОСТ 11150–75, испытания на динамический изгиб – по ГОСТ 9454–78. **Результаты работы.** На основании полученных данных установлено, что повышение скорости деформации при низких температурах способствует снижению количества мартенситных фаз в исследуемых сталях. Выявлено, что способность к упрочнению при упругопластическом деформировании уменьшается и исчезает при температуре перехода материала в хрупкое состояние. Показано, что увеличение скорости низкотемпературной деформации образцов препятствует развитию в сталях фазовых мартенситных превращений. **Область применения.** Полученные результаты могут быть рекомендованы к применению при выборе материалов для изготовления оборудования, эксплуатируемого при температурах до –196 °С. **Выводы.** Показано, что полученные значения характеристик механических свойств позволяют рекомендовать исследованные МАС в качестве заменителя стали 12X18H10T вплоть до температуры –196 °С.

Для цитирования: Влияние степени деформации в условиях низких температур на превращения и свойства метастабильных аустенитных сталей / С.А. Вологжанина, А.Ф. Иголкин, А.А. Перегудов, И.В. Баранов, Н.В. Мартюшев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 73–86. – DOI:10.17212/1994-6309-2022-24.1-73-86.

Введение

Низкотемпературная техника широко применяется в самых различных отраслях промышленности: металлургия, химия, ракетостроение,

энергетика и многих других. В последние годы активно развиваются такие отрасли, как криобиология, криомедицина, криоэнергетика, в которых необходимо использовать оборудование, способное обеспечивать работоспособность до температур, близких к абсолютному нулю [1–9].

Для такого оборудования необходимо использовать материалы, способствующие работоспособности в условиях низких температур. К ним предъявляют особые требования по со-

*Адрес для переписки

Вологжанина Светлана Антониновна, д.т.н., профессор
Санкт-Петербургский горный университет,
Васильевский остров, 21 линия, 2,
199106, Санкт-Петербург, Россия
Тел.: +79213491682, e-mail: svet_spb@mail.ru

четанию характеристик прочности, вязкости и пластичности, коррозионной стойкости, устойчивости к разрушению при резких изменениях температуры и скоростях приложения нагрузки [1–4]. Кроме того, следует учитывать особенности изготовления оборудования: в ряде случаев необходимо изготовление деталей литьем, достаточно часто применяется обработка материалов давлением, важно учитывать применение сварочных технологий в процессе сборки [4]. Чаще всего для изготовления низкотемпературного оборудования применяют метастабильные аустенитные стали различных систем легирования. Несмотря на достаточный опыт применения таких материалов, к настоящему времени не накоплена база данных об их поведении в условиях низких температур, включая фазово-структурные превращения, особенности таких превращений в разных температурных зонах, в том числе при приложении нагрузки как статической, так и динамической. Недостаточно информации о влиянии концентраторов напряжений, которые всегда возникают в деталях оборудования на разных этапах его изготовления, на изменения физико-механических свойств метастабильных аустенитных сталей [1–3, 5–20].

Для заключения о возможности использования материалов при низких, а также криогенных температурах необходимо проведение исследований по оценке изменения структуры и комплекса свойств сталей в ходе охлаждения, в том числе при резких перепадах температур, например, в процессе заполнения емкостей жидким криопродуктом. Анализ структуры и свойств материалов после длительной эксплуатации низкотемпературного оборудования позволил сделать заключение, что традиционно применяемый комплекс исследований для выбора материала, как правило, является недостаточным и не может гарантировать надежную эксплуатацию установок. Это связано с тем, что многочисленные технологические разогревы в ходе длительной эксплуатации могут приводить к изменениям фазово-структурного состава. Это, в свою очередь, может стать причиной нештатных ситуаций и приводить к преждевременным разрушениям низкотемпературного оборудования, например емкостей и трубопроводов [5, 21–24].

В связи с этим важным является вопрос получения информации об изменении фазо-

во-структурного состояния и механических характеристик, традиционно применяемых в низкотемпературной технике метастабильных аустенитных сталей. Накопленные сведения по поведению материалов позволят дать уточнения по рекомендациям при выборе материала для низкотемпературного, в том числе криогенного оборудования, а также его надежности в ходе длительной эксплуатации.

Цель исследования – оценить работоспособность промышленно применяемых метастабильных аустенитных сталей (далее МАС) для возможного их применения взамен стали 12Х18Н10Т.

Задачи исследования:

- оценить совместное влияние низких температур и деформаций на процессы фазово-структурных превращений в метастабильных аустенитных сталях различных систем легирования;
- исследовать влияние способа изготовления (литое или деформированное состояние), наличия концентраторов напряжений, скорости приложения нагрузки и изменения температур на комплекс свойств аустенитных сталей;
- дать заключение о возможности замены традиционно применяемой стали 12Х18Н10Т для изготовления оборудования низкотемпературной, в том числе криогенной техники.

Методика исследований

В качестве объектов исследования были выбраны традиционно применяемые метастабильные аустенитные стали Cr-Ni-Mn и Cr-N-Mn систем легирования. Химический состав промышленных плавок исследуемых сталей приведен в таблице. Состав определяли рентгеноспектральным методом.

Стали выплавляли в индукционной сталеплавильной. Полученные слитки проковывали на заготовки сечением 30×40 мм и диаметром 20 мм. Температуруковки выбрали 1000...1250 °С. Полученные заготовки подвергали термической обработке, состоящей из аустенитизации для стали 10Х14АГ20 при температуре 900...950 °С и 1000...1050 °С – для стали 10Х14Г14Н4Т, охлаждение осуществляли в воде.

На рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 исследовали фазовый состав образцов. Механические испытания проводили в интервале темпе-

Химический состав сталей 10X14AG20, 10X14Г14Н4Т
Chemical composition of steels 10Cr14NMn20, 10Cr14Mn14Ni4Ti

Марка стали / Steel grade	Химический элемент, масс. % / Chemical element, wt. %									
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	N	Ti	Cu
10X14AG20 / 10Cr14NMn20	0,10	0,5	20,3	–	0,011	0,012	14,8	0,3	0,45	–
10X14Г14Н4Т / 10Cr14Mn14Ni4Ti	0,10	0,7	14,9	–	0,019	0,020	14,6	–	0,23	–

ратур от +20 до –196 °С. На разрывной машине Р-20 образцы сталей испытывали на статическое одноосное растяжение, для чего применяли цилиндрические образцы с резьбовыми головками по ГОСТ 11150–84 «Металлы. Методы испытания на растяжение при пониженных температурах», а также образцы с кольцевым надрезом. На маятниковом копре проводились испытания на динамический изгиб с применением образцов по ГОСТ 9454–78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах».

Результаты и их обсуждение

Известно, что в метастабильных аустенитных сталях возможно протекание фазовых превращений в процессе изготовления изделий с применениемковки, штамповки и других видов воздействия, а также в ходе эксплуатации в условиях динамического нагружения при низких температурах. С учетом степени ответственности низкотемпературного оборудования был проведен комплекс исследований для определения зависимости мартенситных превращений в промышленно применяемых метастабильных аустенитных сталях 10X14AG20 и 10X14Г14Н4Т от скорости деформации и температуры испытания.

В процессе проведения оценки фазовых превращений, происходящих под воздействием низких температур и деформаций в стали 10X14AG20 при разных скоростях деформирования, было выявлено следующее. При деформации стали 10X14AG20 при 20 °С со скоростью $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ϵ -мартенсит образуется сразу же. В то же время увеличение скорости до $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-1} \text{ c}^{-1}$ вызывает образование ϵ -мартенсита только после деформации на 25 %, а при скорости, равной $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, твердый рас-

твор остается стабильным вплоть до разрушения образцов (рис. 1).

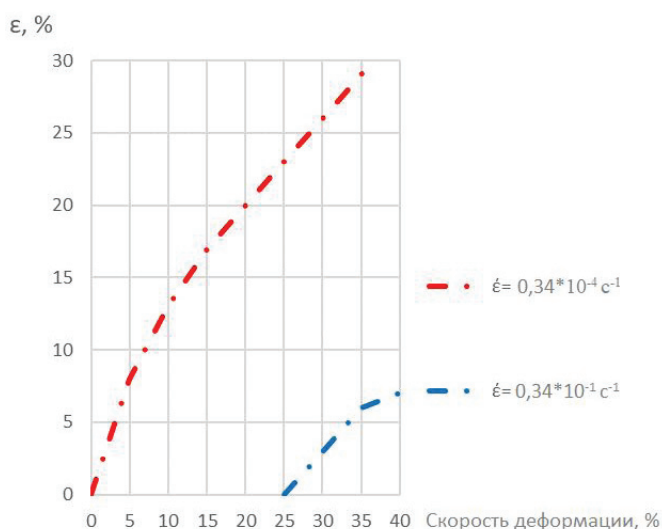


Рис. 1. Зависимость мартенситных превращений в стали 10X14AG20 от скорости деформации при температуре испытания 20 °С

Fig. 1. Dependence of martensitic transformations in steel 10Cr14NMn20 on the strain rate at a test temperature of 20 °C

Понижение температуры испытания до –100 °С и далее до –196 °С сопровождается появлением α -мартенсита. Характерно, что при –100 °С α -мартенсит появляется после 10...15 % деформации, а его количество увеличивается при дальнейшей деформации. Количество ϵ -мартенсита в этих условиях сначала увеличивается, а затем уменьшается (рис. 2). Это может свидетельствовать о том, что фазовые превращения идут в последовательности $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$. Характерным является также то, что увеличение скорости в 10^3 раз уменьшает степень распада γ -твердого раствора.

Мартенситные превращения γ -твердого раствора при –196 °С и тех же скоростях происхо-

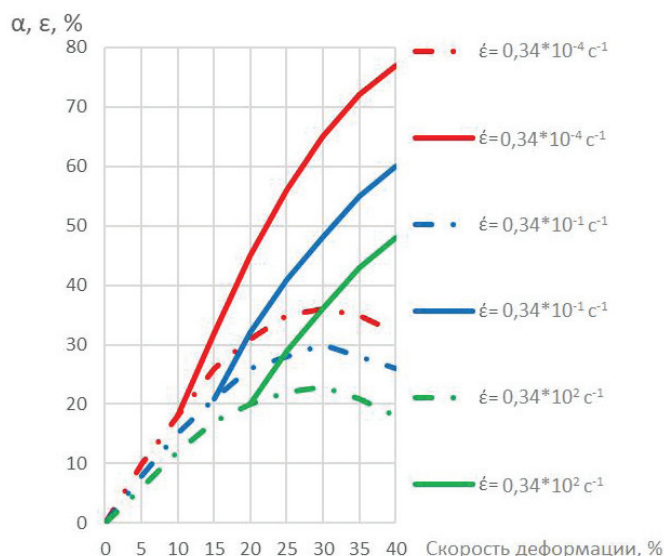


Рис. 2. Зависимость мартенситных превращений в стали 10X14AG20 от скорости деформации при температуре испытания $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 2. Dependence of martensitic transformations in steel 10Cr14NMn20 on the strain rate at a test temperature of $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$

дят аналогично, как при $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$, за исключением того, что наблюдается совместное появление ϵ - и α -мартенсита (рис. 3).

Таким образом, установлено, что увеличение скорости деформации снижает степень превра-

щения аустенита в мартенсит и не влияет на его кинетику.

При проведении оценки фазовых превращений, происходящих под воздействием низких температур и деформаций в стали 10X14Г14Н4Т при разных скоростях деформирования, было выявлено следующее.

В результате охлаждения ниже $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ появляются две мартенситные фазы α - и ϵ -мартенсит охлаждения. По мере снижения температуры количество этих фаз увеличивается, однако не превышает 12 % для ϵ -мартенсита и 8 % – для α -мартенсита (рис. 4).

При низкотемпературной деформации стали 10X14Г14Н4Т по мере понижения температуры количество аустенита и ϵ -мартенсита уменьшается, а α -мартенсита увеличивается. Следует отметить, что в температурном интервале деформации от 20 до $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ интенсивность образования α -мартенсита невелика и, по-видимому, в этом температурном диапазоне превращение происходит по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, а при дальнейшем понижении температуры количество α -фазы резко возрастает. С повышением скорости деформации уменьшается превращение аустенита в мартенсит (рис. 5).

Показано, что уменьшение количества вторичных структурных α - и ϵ -фаз с увеличением

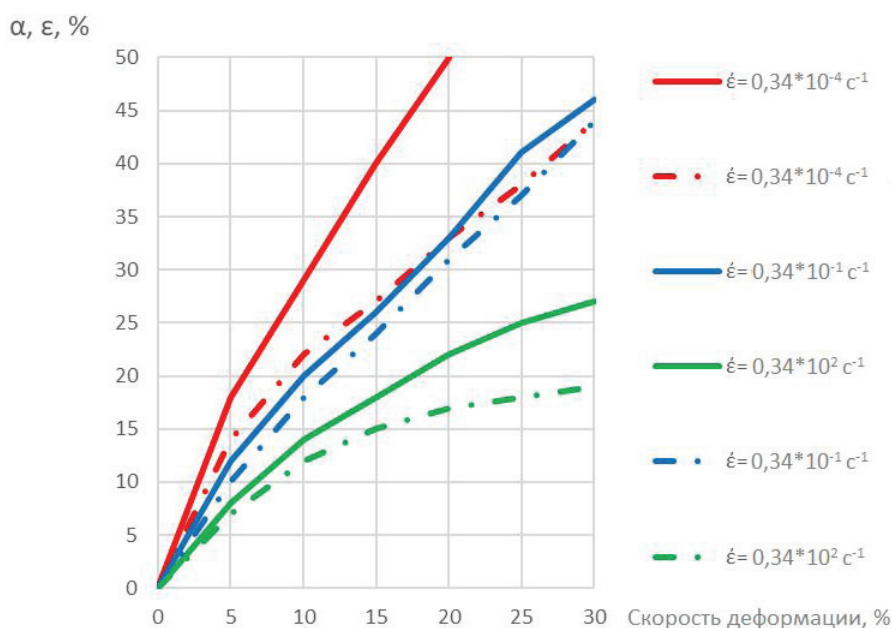


Рис. 3. Зависимость мартенситных превращений в стали 10X14AG20 от скорости деформации при температуре испытания $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 3. Dependence of martensitic transformations in steel 10Cr14NMn20 on the strain rate at a test temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$

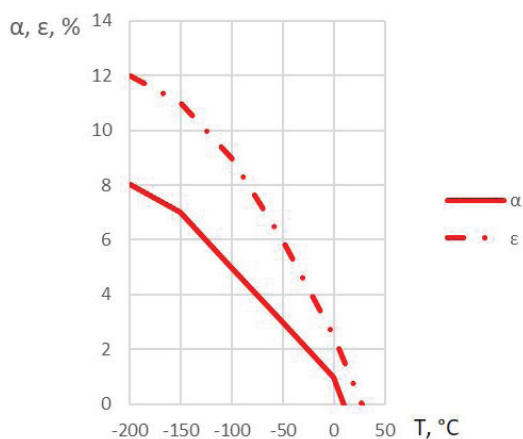


Рис. 4. Зависимость мартенситных превращений в стали 10X14AG20 от температуры испытания

Fig. 4. Dependence of martensitic transformations in steel 10Cr14Mn14Ti on test temperature

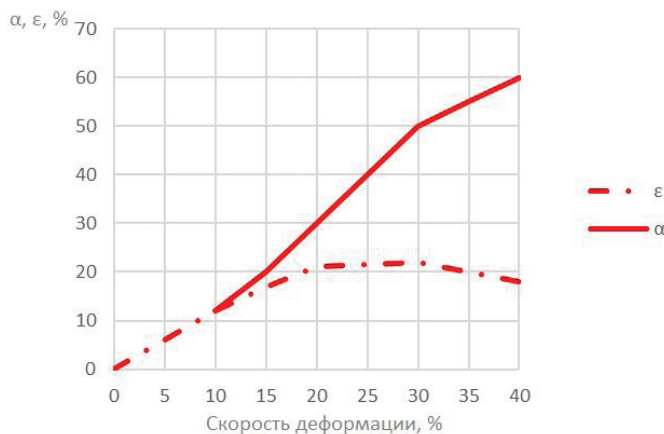


Рис. 5. Зависимость мартенситных превращений в стали 10X14G14H4T от скорости деформации при температуре испытания -196°C

Fig. 5. Dependence of martensitic transformations in steel 10Cr14Mn14Ni4Ti on the strain rate at a test temperature of -196°C

скорости деформации метастабильных аустенитных сталей может быть связано с разогревом образцов.

Авторами [4, 13–17] было показано, что высокоскоростная деформация приводит к резкому повышению температуры на плоскостях сдвига. Области высокотемпературного разогрева, как правило, группируются в тонких слоях сдвига, в результате чего соседние зоны нагреваются медленно. Из этого следует, что снижение количества мартенситных фаз, связанное с увеличением скорости деформации, можно объяснить увеличением температуры образцов за счет теплоты, выделяющейся в процессе деформации. В то же время повышение доли α -фазы при увеличении скорости деформации может быть связано с тем, что растяжение образцов производили в изотермических условиях. Таким образом, при изотермическом растяжении увеличение скорости деформации приводит к повышению доли образующегося α -мартенсита, а при возникающем нагреве образца препятствует образованию вторичных структурных фаз.

В данной работе проведена оценка влияния низких температур и концентраторов напряжений на величину значений временного сопротивления исследуемых сталей в деформированном и литом состоянии. Установлено, что с понижением температуры величина временного сопротивления повышается. Концентрация

напряжений, вызванная кольцевым надрезом, привела к более существенному повышению характеристик временного сопротивления, особенно при снижении температуры. Необходимо отметить, что исследуемые стали выгодно отличаются от традиционно применяемой 12X18H10T [4] более высоким уровнем временного сопротивления во всем температурном диапазоне. Кроме того, сравнение свойств литого и деформированного состояния показало, что в деформированном состоянии обе стали имеют более высокие значения временного сопротивления (рис. 6).

В настоящей работе проведена оценка влияния низких температур и концентраторов напряжений на величину значений предела текучести исследуемых сталей в деформированном и литом состоянии. Из проведенных исследований видно, что с понижением температуры величина временного сопротивления повышается. Концентрация напряжений, вызванная кольцевым надрезом, привела к более существенному повышению характеристик предела текучести, особенно при снижении температуры. Необходимо отметить, что исследуемые стали выгодно отличаются от 12X18H10T более высоким уровнем предела текучести, а также то, что стали в деформированном состоянии имеют более высокие значения предела текучести (рис. 7).

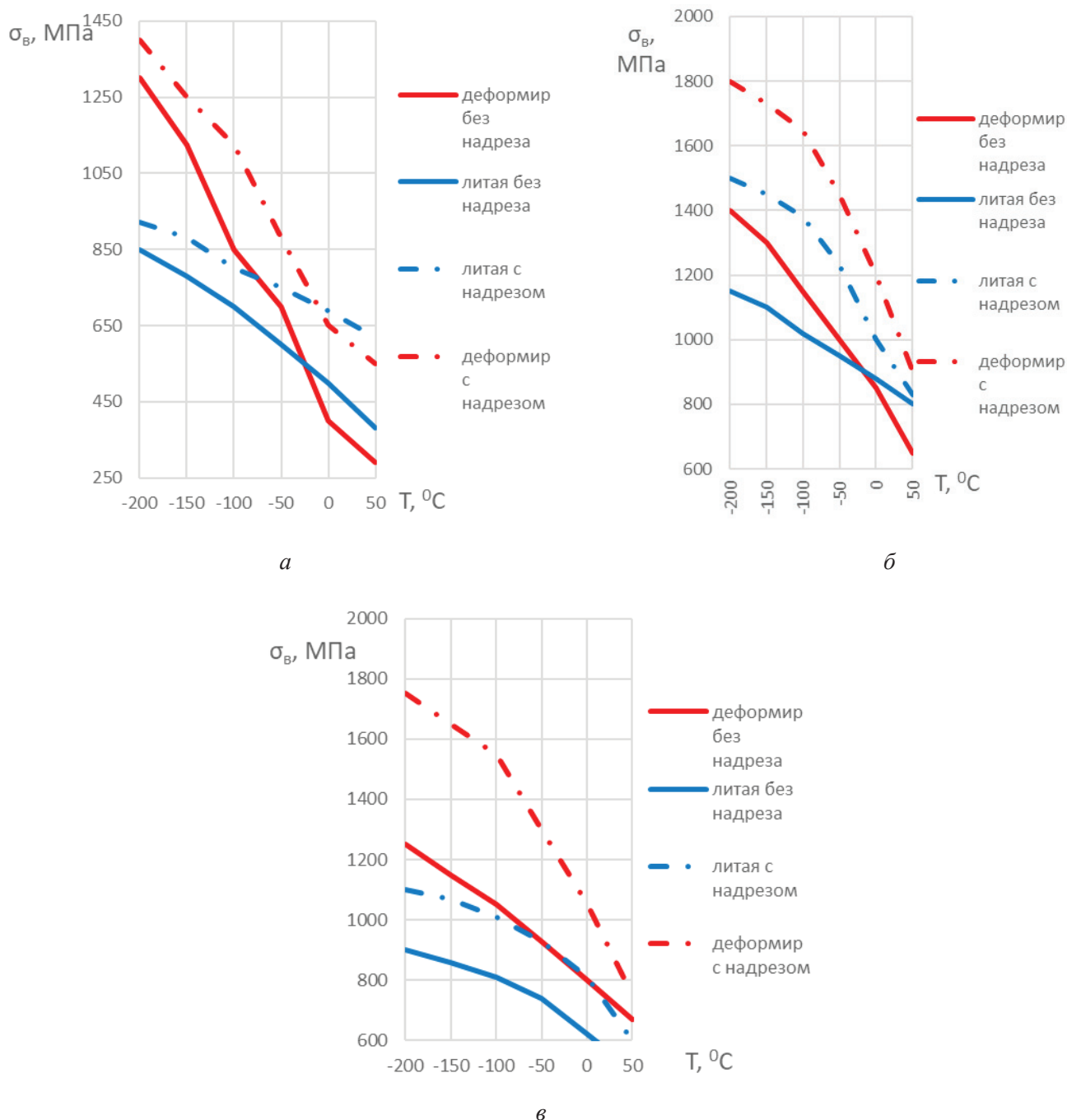


Рис. 6. Влияние низких температур и наличия концентраторов напряжения на величину значений временного сопротивления сталей:

a – 12X18H10T [4]; *б* – 10X14AГ20; *в* – 10X14Г14Н4Т

Fig. 6. The influence of low temperatures and the presence of stress concentrators on the value of the ultimate strength of steels:

a – 12Cr18Ni10Ti [4]; *б* – 10Cr14NMn20; *в* – 10Cr14Mn14Ni4Ti

Кроме этого в работе проведена оценка влияния низких температур и концентраторов напряжений на величину относительного сужения исследуемых сталей в деформированном и литом состоянии. Значение относительного сужения на образцах с надрезом существенно ниже, чем без него. Известно [4], что надрез затрудняет разви-

тие пластической деформации, начинающейся у его вершины, так как доля касательных напряжений резко убывает от надреза к центру образца. Влияние острого глубокого надреза проявляется для всех сталей, независимо от уровня их прочности, типа кристаллической решетки, вязкости и пластичности.

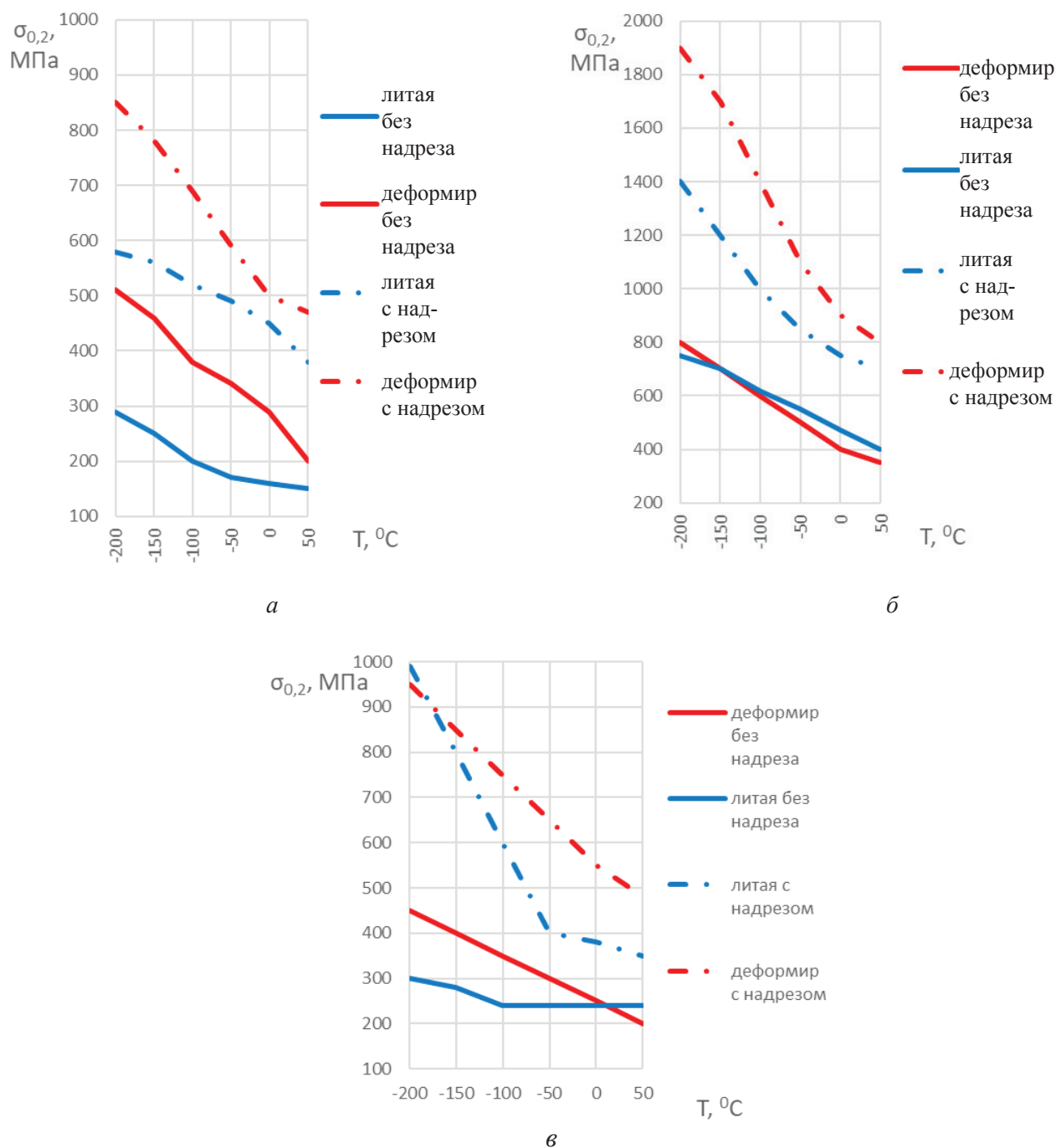


Рис. 7. Влияние низких температур и наличия концентраторов напряжения на величину значений предела текучести стали:

a – 12X18H10T [4]; *b* – 10X14AG20; *v* – 10X14Г14Н4Т

Fig. 7. The influence of low temperatures and the presence of stress concentrators on the value of the ultimate strength of steels:

a – 12Cr18Ni10Ti [4]; *b* – 10Cr14NMn20; *v* – 10Cr14Mn14Ni4Ti

Установлено, что по характеристикам относительного сужения сталь 10X14Г14Н4Т не уступает стали 12X18H10T (рис. 8). Данные по стали 10X14AG20 находятся на допустимом уровне, хотя для литого состояния несколько ниже аналогичных показателей для стали 12X18H10T.

С учетом сложных условий эксплуатации материалов низкотемпературного оборудования в работе проведена оценка влияния низких температур и концентраторов напряжений на значения ударной вязкости исследованных сталей в деформированном состоянии (рис. 9).

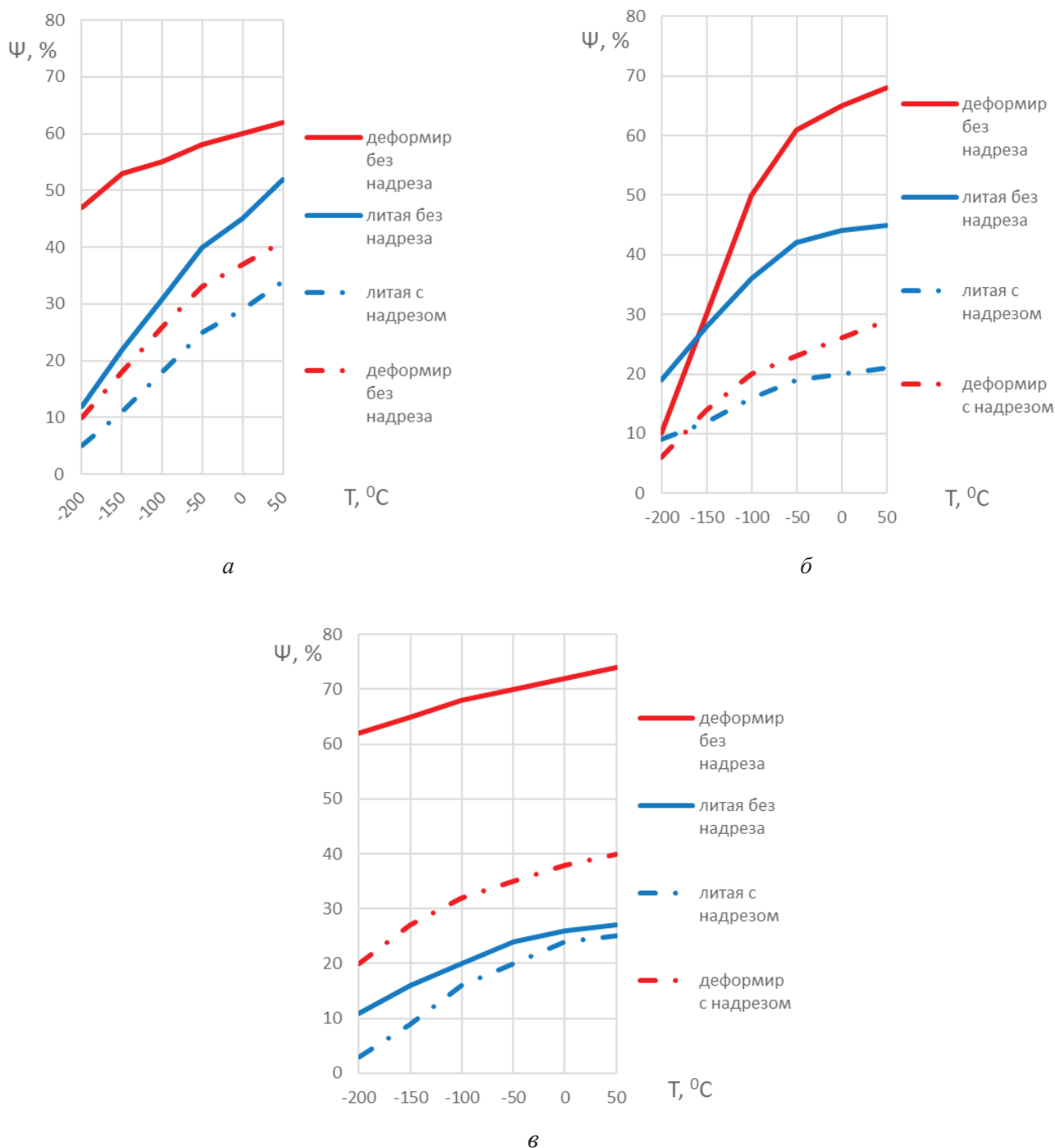


Рис. 8. Влияние низких температур и наличия концентраторов напряжения на относительное сужение стали:

$a - 12X18H10T$ [4]; $б - 10X14AG20$; $в - 10X14Г14Н4Т$

Fig. 8. Effect of low temperatures and the presence of stress concentrators on the percentage reduction of area of steel:

$a - 12Cr18Ni10Ti$ [4]; $б - 10Cr14NMn20$; $в - 10Cr14Mn14Ni4Ti$

Проведенный всесторонний анализ показал, что для стали 10X14AG20 и стали 10X14Г14Н4Т, находящихся в деформированном состоянии, характерно резкое падение значений ударной вязкости в небольшом

температурном интервале. При этом важным является сохранение достаточно высоких значений ударной вязкости при температуре испытания $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$.

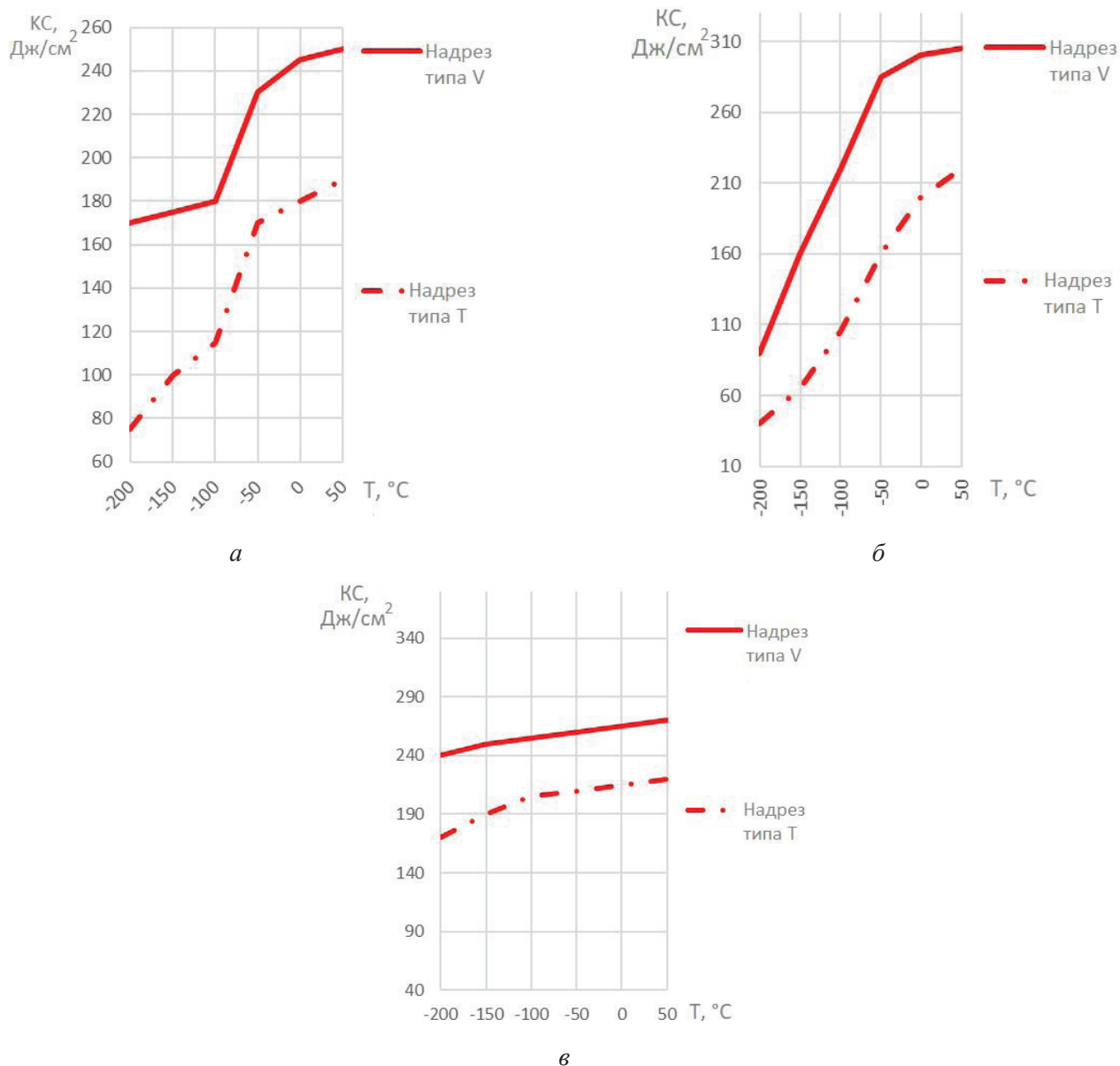


Рис. 9. Влияние низких температур и вида концентратора напряжения на значения ударной вязкости сталей в деформированном состоянии:

a – 12X18H10T[4]; *б* – 10X14AГ20; *в* – 10X14Г14Н4Т

Fig. 9. Effect of low temperatures and the type of stress concentrator on the values of impact strength of steels in the deformed state:

a – 12Cr18Ni10Ti [4]; *б* – 10Cr14NMn20; *в* – 10Cr14Mn14Ni4Ti

Выводы

Установлено, что повышение скорости деформации с $0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до $0,34 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ и далее до $0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ при температурах ниже 0°C способствует снижению количества мартенситных фаз в исследуемых сталях.

Подтверждено, что наличие концентратора напряжений на цилиндрических образцах в деформированном и литом состоянии при испы-

тании на статическое растяжение обеспечивало повышение значений прочности при снижении значений вязкости и пластичности.

Выявлено, что способность к упрочнению при упругопластическом деформировании уменьшается, и при температуре перехода материала в хрупкое состояние полностью исчезает.

Опытным путем определено, что для нестабильных аустенитных сталей работа разрушения образцов при статическом изгибе ока-

залась меньше, чем при динамическом изгибе. Увеличение скорости низкотемпературной деформации образцов препятствует развитию в сталях фазовых мартенситных превращений.

Установлено, что полученные значения характеристик механических свойств позволяют рекомендовать исследованные метастабильные аустенитные стали в качестве заменителя широко применяемой аустенитной стали 12X18H10T вплоть до температуры -196°C как для деформированного, так и для литого состояния.

Список литературы

1. Трещиностойкость и механические свойства конструкционных материалов технических систем / В.В. Москвичев, Н.А. Махутов, А.П. Черняев, А.А. Букаемский, А.Е. Буров, И.А. Зырянов, А.Г. Козлов, И.И. Кокшаров, Г.Г. Крушенко, А.М. Лепихин, А.С. Мишин, Л.Ф. Москвичева, Е.Н. Федорова, А.Н. Цыплюк; отв. ред. Ю.И. Шокин. – Новосибирск: Наука, 2002. – 334 с.
2. *Peregudov A.A., Vologzhanina S.A., Igolkin A.F.* Research of properties of austenitic steels // *Key Engineering Materials*. – 2021. – Vol. 887. – P. 242–246. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.887.242.
3. *Солнцев Ю.П., Титова Т.И.* Стали для Севера и Сибири. – СПб.: Химиздат, 2002. – 352 с. – ISBN 5-93808-049-5.
4. *Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Петкова А.П.* Исследование влияния низких температур и деформаций на свойства аустенитной стали 12X18H10T // *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. – 2019. – Т. 25, № 4. – P. 83–93. – DOI: 10.18721/JEST.25407.
5. Resistance to brittle fracture and availability of austenitic steels / B.S. Ermakov, S.A. Vologzhanina, I.N. Bobrovskij, N.M. Bobrovskij, Y. Erisov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 450, iss. 3. – P. 032041. – DOI: 10.1088/1757-899X/450/3/032041.
6. Разработка перспективных образцов криогенных сталей для газозовов и стационарных танков-хранилищ сжиженного природного газа, предназначенных для использования в условиях Арктики / М.Ю. Матросов, В.Н. Зикеев, П.Г. Мартынов, Е.В. Шульга, В.С. Никитин, В.Н. Половинкин, Ю.А. Симонов, А.А. Семин // *Арктика: экология и экономика*. – 2016. – № 4 (24). – С. 80–89.
7. *Горынин В.И., Оленин М.И.* Пути повышения хладостойкости стали и сварных соединений. – СПб.: Прометей, 2017. – 341 с.
8. Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости / В.И. Горынин, С.Ю. Кондратьев, М.И. Оленин, В.В. Рогожкин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2014. – № 10 (712). – С. 32–38.
9. *Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.* Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2013. – № 10 (700). – С. 22–29.
10. *Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И.* Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения // *Вопросы материаловедения*. – 2006. – № 1 (45). – С. 24–44.
11. *Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М.* Новый немагнитный Fe–Cr–N высокопрочный коррозионно- и износостойкий сплав. Ч. 1. Влияние хрома и азота на структуру и фазовый состав Fe–Cr–N сплавов // *Электрометаллургия*. – 2005. – № 12. – С. 26–32.
12. Production technology for arctic pipeline and marine steel / V.V. Orlov, V.A. Malyshevskii, E.I. Khlusova, S.A. Golosienko // *Steel in Translation*. – 2014. – Vol. 9, iss. 44. – P. 696–705. – DOI: 10.3103/S0967091214090113.
13. Structure and mechanical properties of high-strength structural steels / O.A. Bannykh, I.O. Bannykh, E.I. Lukin, A.M. Sorokin // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2018. – N 6. – P. 528–532. – DOI: 10.1134/S0036029518060046.
14. Industrial use of austenitic and duplex HNS-manufacture, application and properties / T. Schneiders, R. Ritzenhoff, H. Jung, C. Herrera, A. Bauch // *Proceedings of 12th International Conference on High Nitrogen Steels*. – Hamburg, 2014. – P. 120–127.
15. *Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M.* New nonmagnetic chromium-nitrogen iron-based steel // *Proceedings of 7th International Conference “High Nitrogen Steels”*, Belgium, Ostende, 19–22 September, 2004. – Belgium, 2004. – P. 395–403.
16. High strength stainless austenitic Cr–Mn–C–N steels – Part I: Alloy design and properties / H. Berns, V.G. Gavriljuk, S. Riedner, A. Tyshchenko // *Steel Research International*. – 2007. – Vol. 78, N 9. – P. 714–719.
17. Высокоазотистые стали / Ц.В. Рашев, А.В. Елисеев, Л.Ц. Жекова, П.В. Богев // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2019. – Т. 62, № 7. – С. 503–510.
18. The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel / A. Hedayati, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, F. Forouzan // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2010. – Vol. 210, iss. 8. – P. 1017–1022. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.02.010.
19. Получение мартенситной стали 10X3A со сверхравновесной концентрацией азота методом

ЭШПД / М.В. Костина, Л.Г. Ригина, В.М. Блинов, С.О. Мурадян // Сборник трудов XV Международного конгресса сталеплавателей. – Тула, 2018. – С. 166–172.

20. Corrosion stability of austenitic steels 05Kh22AG15N8M2F and 12Kh18N10T in chloride-containing media / S.V. Gnedenkov, S.L. Sinebryukhov, V.S. Egorkin, I.E. Vyaliy, I.M. Imshinetskiy, M.V. Kostina, S.O. Muradyan, V.I. Sergienko // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. – 2017. – Vol. 53, N 5. – P. 910–915.

21. Сравнительный анализ данных при оценке свойств материалов сварных соединений / С.А. Воложанина, А.П. Петкова, А.Ф. Иголкин, А.А. Перегудов // *Научно-технический вестник Поволжья*. – 2019. – № 8. – С. 23–27.

22. Stein G., Hucklenbroich I. Manufacturing and applications of high nitrogen steels // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2004. – Vol. 19, iss. 1. – P. 7–17. – DOI: 10.1081/AMP-120027494.

23. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. – Berlin; Heidelberg; New York: Springer, 1999. – 378 p. – DOI: 10.1007/978-3-662-03760-7. – ISBN 978-3-642-08567-3 (softcover). – ISBN 978-3-540-66411-6 (hardcover). – ISBN 978-3-662-03760-7 (ebook).

24. Fretting fatigue behaviour of Ni-free high-nitrogen stainless steel in a simulated body fluid / N. Maruyama, S. Hiromoto, E. Akiyama, M. Nakamura // *Science and Technology of Advanced Materials*. – 2013. – Vol. 14, iss. 2. – Art. 025002. – DOI: 10.1088/1468-6996/14/2/025002.

Конфликт интересов

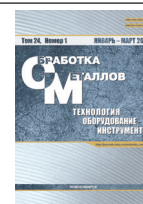
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Effect of the deformation degree at low temperatures on the phase transformations and properties of metastable austenitic steels

Svetlana Vologzhanina ^{1, a, *}, Alexey Igolkin ^{2, b}, Alexey Peregodov ^{3, c}, Igor Baranov ^{2, d},
 Nikita Martyshev ^{4, e}

¹ Saint Petersburg Mining University, 2, 21st Line, St Petersburg, 199106, Russian Federation

² ITMO University, 49 Kronverksky Pr., St. Petersburg, 197101, Russian Federation

³ SUE "Petersburg Metro", 28 Moskovskiy Prospekt, St. Petersburg, 190013, Russian Federation

⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-7675-865X>, svet_spb@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-8287-1851>, igolkin47@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-1273-0743>, mikki435@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0003-0595-368X>, ivbaranov@itmo.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>, martyshev@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 December 2021

Revised: 21 January 2022

Accepted: 15 February 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Metastable austenitic steel

Low temperatures

Phase-structural transformations

Strain rate

Martensite

Mechanical properties

ABSTRACT

Introduction. For reliable operation of low-temperature equipment, it is necessary to use materials capable of ensuring operability in a wide temperature range under conditions of alternating loads, exposure to corrosive media, etc. Most often, in such cases, metastable austenitic steels (MAS) of various alloying systems are used. Despite sufficient experience in the use of such materials, not enough information is collected on the behavior of such materials at low temperatures, including phase-structural transformations, the features of such transformations in different temperature zones, including when a load is applied, both static and dynamic. **The subject of the study** in this work is selected MAS 10Cr14Mn20 and 10Cr14Mn14Ni4Ti grades. **The purpose of the study** is to evaluate the performance of industrially used metastable austenitic steels for its possible use instead of steel 12Cr18Ni10Ti. **Research methodology.** The phase composition of the samples was studied on a DRON-3.0 X-ray diffractometer. Mechanical tests were carried out in the temperature range from +20 to –196 °C. Static uniaxial tensile tests were carried out on a R-20 tensile testing machine; cylindrical specimens with threaded heads were prepared according to GOST 11150–75, as well as samples with a circumferential notches. Dynamic bending tests were carried out on a pendulum impact tester, using samples according to GOST 9454–78. **Results and Discussion.** Based on the data obtained, it is found that an increase in the strain rate at low temperatures contributes to a decrease in the number of martensitic phases in the steels under study. It is found that the hardenability during elastic-plastic deformation decreases and completely disappears at the temperature of the material transition to a brittle state. It is shown that an increase in the rate of low-temperature deformation of samples prevents the development of phase martensitic transformations in steels. The results obtained can be recommended for use in the selection of materials for the manufacture of equipment operating at temperatures down to –196 °C. **Conclusions.** It is shown that the obtained values of the characteristics of mechanical properties make it possible to recommend the studied MAS as a substitute for steel 12Cr18Ni10Ti, down to a temperature of –196 °C.

For citation: Vologzhanina S.A., Igolkin A.F., Peregodov A.A., Baranov I.V., Martyshev N.V. Effect of the deformation degree at low temperatures on the phase transformations and properties of metastable austenitic steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 73–86. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-73-86. (In Russian).

References

1. Shokin Yu.I., ed., Moskvichev V.V., Makhutov N.A., Chernyaev A.P., Bukaemskii A.A., Burov A.E., Zyryanov I.A., Kozlov A.G., Koksharov I.I., Krushenko G.G., Lepikhin A.M., Mishin A.S., Moskvicheva L.F., Fedorova E.N., Tsypliyuk A.N. *Treshchinosostoikost' i mekhanicheskie svoistva konstruktsionnykh materialov*

* Corresponding author

Vologzhanina Svetlana A., D.Sc. (Engineering), Professor

Saint Petersburg Mining University

2, 21st Line, St Petersburg, 199106, Russian Federation

Tel.: +79213491682, e-mail: svet_spb@mail.ru



tekhnicheskikh sistem [Crack resistance and mechanical properties of structural materials of technical systems]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2002. 334 p.

2. Peregudov A.A., Vologzhanina S.A., Igolkin A.F. Research of properties of austenitic steels. *Key Engineering Materials*, 2021, vol. 887, pp. 242–246. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.887.242.

3. Solntsev Yu.P., Titova T.I. *Stali dlya Severa i Sibiri* [Steels for the North and Siberia]. St. Petersburg, Khimizdat Publ., 2008. 352 p. ISBN 5-93808-049-5.

4. Vologzhanina S.A., Igolkin A.F., Petkova A. Issledovanie vliyaniya nizkikh temperatur i deformatsii na svoistva austenitnoi stali 12Kh18N10T [Study of the effect of low temperatures and deformations on the properties of austenitic steel 12Kh18N10T]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbPU. Estestvennye i inzhenernye nauki = St. Petersburg Polytechnic University Journal of Engineering Science and Technology*, 2019, vol. 25, no. 4, pp. 83–93. DOI: 10.18721/JEST.25407.

5. Ermakov B.S., Vologzhanina S.A., Bobrovskij I.N., Bobrovskij N.M., Erisov Y. Resistance to brittle fracture and availability of austenitic steels. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 450, iss. 3, p. 032041. DOI: 10.1088/1757-899X/450/3/032041.

6. Matrosov M.Yu., Zikeev V.N., Martynov P.G., Shulga E.V., Nikitin V.S., Polovinkin V.N., Simonov Yu.A., Semin A.A. Razrabotka perspektivnykh obraztsov kriogennykh staley dlya gazovozov i statsionarnykh tankov-khranilishch szhizhennogo prirodno go gaza, prednaznachennykh dlya ispol'zovaniya v usloviyakh Arktiki [Development of advanced patterns of cryogenic steels for gas vessels and stationary storage tanks of liquefied natural gas designed for Arctic conditions]. *Arktika: ekologiya i ekonomika = Arctic: Ecology and Economy*, 2016, vol. 4 (24), pp. 80–89.

7. Gorynin V.I., Olenin M.I. *Puti povysheniya khladoistoikosti stali i svarnykh soedinenii* [Ways to increase cold resistance of steel and welded joints]. St. Petersburg, Prometei Publ., 2017. 341 p.

8. Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V. Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoi khladoistoikosti [A concept of carbide design of steels with improved cold resistance]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2014, no. 10 (712), pp. 32–38. (In Russian).

9. Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I. Povyshenie soprotivlyaemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozddeystvii na morfologiyu karbidnoi fazy [Raising the resistance of pearlitic and martensitic steels to brittle fracture under thermal action on the morphology of the carbide phase]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2013, no. 10 (700), pp. 22–29. (In Russian).

10. Rybin V.V., Malyshevskiy V.A., Khlusova E.I. Struktura i svoistva khladoistoikikh staley dlya konstruksii severnogo ispolneniya [Structure and the properties of cold-resistant steels for the constructions of Northern design]. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 1 (45), pp. 24–44. (In Russian).

11. Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M. Novyi nemagnitnyi Fe–Cr–N vysokoprochnyi korrozionno- i iznosostoikii splav. Ch. 1. Vliyanie khroma i azota na strukturu i fazovyi sostav Fe–Cr–N splavov [New non-magnetic Fe–Cr–N high strength corrosion and wear resistant alloy. Part I. Influence of chromium and nitrogen on the structure and phase composition of Fe–Cr–N alloys]. *Elektrometallurgiya*, 2005, no. 12, pp. 26–32. (In Russian).

12. Orlov V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I., Golosienko S.A. Production technology for arctic pipeline and marine steel. *Steel in Translation*, 2014, vol. 9, iss. 44, pp. 696–705. DOI: 10.3103/S0967091214090113.

13. Bannykh O.A., Bannykh I.O., Lukin E.I., Sorokin A.M. Structure and mechanical properties of high-strength structural steels. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018, no. 6, pp. 528–532. DOI: 10.1134/S0036029518060046.

14. Schneiders T., Ritzenhoff R., Jung H., Herrera C., Bauch A. Industrial use of austenitic and duplex HNS-manufacture, application and properties. *Proceedings of 12th International Conference on High Nitrogen Steels*, Hamburg, 2014, pp. 120–127.

15. Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M. New nonmagnetic chromium-nitrogen iron-based steel. *Proceedings of 7th International Conference "High Nitrogen Steels"*, Belgium, Ostende, 19–22 September, 2004, pp. 395–403.

16. Berns H., Gavriljuk V.G., Riedner S., Tyshchenko A. High strength stainless austenitic Cr–Mn–C–N steels – Part I: Alloy design and properties. *Steel Research International*, 2007, vol. 78, no. 9, pp. 714–719.

17. Rashev Ts.V., Eliseev A.V., Zhekova L.Ts., Borgev P.V. Vysokoazotistye stali [High-nitrogen steels]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2019, vol. 62, no. 7, pp. 503–510.

18. Hedayati A., Najafizadeh A., Kermanpur A., Forouzan F. The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, vol. 210, iss. 8, pp. 1017–1022. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.02.010.

19. Kostina M.V., Rigina L.G., Blinov V.M., Muradyan S.O. [Obtaining martensitic steel 10Kh3A with superequilibrium nitrogen concentration by the ESHPD method]. *Sbornik trudov XV Mezhdunarodnogo kongressa*

staleplavil'shchikov [Proceedings of the XV International Congress of Steelworkers]. Tula, 2018, pp. 166–172. (In Russian).

20. Gnedenkov S.V., Sinebryukhov S.L., Egorkin V.S., Vyaliy I.E., Imshinetskiy I.M., Kostina M.V., Muradyan S.O., Sergienko V.I. Corrosion stability of austenitic steels 05Kh22AG15N8M2F and 12Kh18N10T in chloride-containing media. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2017, vol. 53, no. 5, pp. 910–915.

21. Vologzhanina S.A., Petkova A.P., Igolkin A.F., Peregudov A.A. Sravnitel'nyi analiz dannykh pri otsenke svoistv materialov svarnykh soedinenii [Comparative analysis of data in assessing the properties of materials of welded joints]. *Nauchno-tehnicheskii vestnik Povolzh'ya = Scientific and Technical Volga region Bulletin*, 2019, no. 8, pp. 23–27.

22. Stein G., Hucklenbroich I. Manufacturing and applications of high nitrogen steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 2004, vol. 19, iss. 1, pp. 7–17. DOI: 10.1081/AMP-120027494.

23. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Berlin, Heidelberg, New York, Springer, 1999. 378 p. DOI: 10.1007/978-3-662-03760-7. ISBN 978-3-642-08567-3. ISBN 978-3-540-66411-6. ISBN 978-3-662-03760-7.

24. Maruyama N., Hiromoto S., Akiyama E., Nakamura M. Fretting fatigue behaviour of Ni-free high-nitrogen stainless steel in a simulated body fluid. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2013, vol. 14, iss. 2, art. 025002. DOI: 10.1088/1468-6996/14/2/025002.

Conflicts of Interest

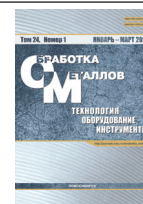
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий ZrCrN, полученных вакуумно-дуговым методом

Андрей Филиппов^{1, a, *}, Николай Шамарин^{1, b}, Евгений Москвичев^{1, c}, Ольга Новицкая^{1, d},
 Евгений Княжев^{1, e}, Юлия Денисова^{2, f}, Андрей Леонов^{2, g}, Владимир Денисов^{2, h}

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

² Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, г. Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>,  andrey.v.filippov@yandex.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>,  shnn@ispms.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>,  em_tsu@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1043-4489>,  nos@ispms.tsc.ru,
^e  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  zhenya4825@gmail.com, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>,  yukolubaeva@mail.ru,
^g  <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>,  laa-91@yandex.ru, ^h  <https://orcid.org/0000-0002-5446-2337>,  volodyadenisov@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.45.038.7

История статьи:

Поступила: 10 декабря 2021
 Рецензирование: 28 декабря 2021
 Принята к печати: 28 января 2022
 Доступно онлайн: 15 марта 2022

Ключевые слова:

Покрытие
 Морфология
 Нитриды
 Структура
 Фазовый состав

Финансирование:

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования (проект № 075-15-2021-1348) в рамках мероприятия № 1.1.16.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Современные технологии позволяют формировать наноструктурированные покрытия с использованием множества химических элементов. Такие покрытия способны сочетать в себе разные физико-механические и химические свойства. С этой точки зрения перспективными являются покрытия, сформированные послойным нанесением нитридов циркония и хрома. Осаждение разных химических элементов на разнообразные подложки требует проведения отдельных исследований для формирования прочных и износостойких покрытий. **Целью работы** является исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий системы ZrCrN, полученных плазменно-асистированным вакуумно-дуговым методом физического осаждения из газовой фазы. **В работе исследованы** образцы с покрытиями нитридов циркония и хрома, а также с многослойными покрытиями системы ZrCrN, нанесенными на подложки из твердого сплава ВК8. **Методами исследования** являются конфокальная лазерная сканирующая микроскопия, рентгенофазовый анализ, высокоразрешающая растровая электронная микроскопия, наноиндентирование и царапание. **Результаты и обсуждение.** На основе полученных экспериментальных результатов установлено, что изменение режима нанесения многослойных покрытий ZrCrN приводит к существенному воздействию на их структуру, морфологию и шероховатость поверхности, а также механические свойства. В частности, изменение частоты вращения образцов при нанесении покрытия позволяет контролировать длительность осаждения каждого из рассматриваемых слоев многослойного покрытия и тем самым управлять их свойствами. **Заключение.** На основе полученных результатов показано, что изменением условий осаждения можно сформировать покрытие системы ZrCrN на подложке из сплава ВК8 с высокой нанотвердостью – 45 ГПа. Анализ результатов механических испытаний указывает на хорошую адгезию между исследуемыми покрытиями и подложкой. В ходе тестов на царапание установлено, что покрытия CrN и ZrN разрушаются по когезионному механизму, а на поверхности покрытий системы ZrCrN формируются равномерные царапины без следов разрушения. На основе полученных результатов можно рекомендовать покрытия ZrCrN-2–ZrCrN-4 в качестве твердых и потенциально износостойких покрытий.

Для цитирования: Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий ZrCrN, полученных вакуумно-дуговым методом / А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, Е.Н. Москвичев, О.С. Новицкая, Е.О. Княжев, Ю.А. Денисова, А.А. Леонов, В.В. Денисов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 87–102. – DOI:10.17212/1994-6309-2022-24.1-87-102.

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, к.т.н., с.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический 2/4
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (999) 178-13-40, e-mail: andrey.v.filippov@yandex.ru

Введение

Одним из методов повышения эксплуатационных характеристик изделий является нанесение на отдельные их элементы покрытий, которые будут обладать более высокими физико-механическими и химическими свойствами по сравнению с базовой деталью. Рациональный выбор состава, метода и условий нанесения покрытий будет определять их свойства и характеристики улучшаемых изделий.

Современные технологии позволяют формировать покрытия с использованием множества химических элементов. Это дает возможность получать сочетание разных физико-механических и химических свойств отдельных компонентов в одном покрытии. Для этого чаще всего формируют многослойные покрытия с тонкими наноструктурированными слоями [1]. Чередующиеся слои могут эффективно сочетать в покрытии разнообразные функциональные свойства, например износостойкость, коррозионную стойкость, высокую твердость и т. п. Следовательно, выбор состава каждого слоя и будет определять конечные эксплуатационные характеристики изделия.

Наиболее эффективным подходом к формированию многослойных покрытий является выбор состава слоев, который позволяет сочетать твердость одного слоя со способностью поглощать энергию деформации другим слоем. Таким образом, возможно создать покрытие с высокой твердостью, но при этом чтобы оно было не склонно к хрупкому разрушению под действием значительных деформаций, что является актуальной задачей для современной техники [2]. Следует также учитывать, что современные виды техники работают в режиме повышенной интенсивности, а это, в свою очередь, сказывается на эксплуатационной температуре, при которой покрытие должно сохранять свои свойства. Следовательно, помимо уже указанных свойств покрытие должно обладать высокой температурной стойкостью.

Указанным выше требованиям по отдельным пунктам соответствуют покрытия нитридов хрома и циркония. Известно, что покрытия ZrN обладают высокой износостойкостью и могут эффективно поглощать энергию механической деформации при трении [3–8]. Нитрид хрома в

виде однослойного покрытия имеет низкую износостойкость за счет столбчатой структуры [9–12], но в виде многослойного покрытия его износостойкость существенно увеличивается [13–17]. Это указывает на высокую структурную чувствительность данного материала. Оба этих вида покрытия имеют высокую термическую стабильность и химическую стойкость [14, 18]. Следовательно, чередуя слои ZrN и CrN, можно сформировать покрытия системы ZrCrN с высокими физико-механическими свойствами.

Многослойные покрытия системы ZrCrN могут быть нанесены различными методами [19]. Наиболее широко известными из них являются магнетронное [20–25] и вакуумно-дуговое [26–30] физическое осаждение из газовой фазы. Последний метод позволяет добиться высокой адгезии покрытия с подложкой, а также гибко управлять составом и толщиной наносимого слоя за счет возможности варьирования энергии конденсируемых ионов в широком диапазоне.

Из литературного обзора [29, 30] следует, что твердость многослойных покрытий ZrCrN, нанесенных на подложки из TiC, сильно зависит от условий их нанесения и, как правило, не превышает величины в 30 ГПа. Более высокая твердость (до 42 ГПа) была достигнута при нанесении многослойных наноструктурированных покрытий ZrCrN на коррозионно-стойкую сталь 12X18H10T [27]. Следовательно, подложка оказывает существенное влияние на конечные потребительские свойства покрытия. В настоящее время нам не известны работы по нанесению многослойных покрытий ZrCrN на подложку из сплава ВК8, который широко используется в промышленности в качестве инструмента для обработки металлов давлением и резанием.

Целью данной работы является исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий системы ZrCrN, полученных вакуумно-дуговым методом физического осаждения из газовой фазы, на подложке из сплава ВК8.

Методика исследований

Процессы осаждения покрытий осуществлялись плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом. В эксперименте для генерации потоков металлической плазмы использовались

два электродуговых испарителя с цилиндрическими катодами диаметром 80 мм из Zr марки Э110 и Cr чистотой 99,9 %, а для генерации газовой плазмы – источник газовой плазмы с накаливаемым и полым катодом. Источник газовой плазмы использовался для очистки, нагрева и химической активации поверхности образцов, осуществляемыми при ионной бомбардировке газовыми ионами, а также дополнительной ионизации газа и ассистирования при напылении покрытий. Образцы, изготовленные из твердого сплава марки ВК8 диаметром 10 мм и толщиной 7 мм, размещались на подложкодержателе, который вращался на сателлите стола, выполненного по планетарной схеме вращения, на расстоянии около 20 см от оси камеры на уровне выходных апертур источников плазмы.

До начала эксперимента вакуумная камера с размерами около $650 \times 650 \times 650$ мм³ откачивалась турбомолекулярным насосом ТМН1000 до предельного давления 10^{-2} Па. Подачей рабочего газа аргона через плазменный источник рабочее давление устанавливалось на уровне 0,3 Па. При зажигании газового разряда с током около 40 А и приложении напряжения смещения 700 В на подложкодержатель с образцами из твердого сплава осуществлялся нагрев подложек до температуры 400 °С. После очистки поверхности образцов ионной бомбардировкой и ее химической активации производился напуск азотаргоновой смеси в процентном соотношении 90/10 (N₂:Ar) до давления 0,5 Па и зажигание разрядов дуговых испарителей с токами 80 А в каждом.

Для сравнительного анализа свойств покрытий наряду с многослойными покрытиями ZrCrN исследовались покрытия ZrN и CrN, нанесенные при аналогичных условиях, но с использованием только одного из катодов. Для изменения фазового состава и свойств многослойных покрытий изменяли скорость вращения стола с держателем образцов. Всего рассматривались четыре значения частоты вращения стола: 0,5 об/мин (обозначение образца ZrCrN-1), 3,5 об/мин (ZrCrN-2), 5 об/мин (ZrCrN-3) и 8 об/мин (ZrCrN-4). При нанесении покрытий ZrN и CrN частота вращения стола составляла 0,5 об/мин.

Наноиндентирование выполнялось на нанотвердометре NANO Hardness Tester NHT-TTX S (CSEM, Швейцария). Нагрузка – линейно возрастающая от 0 до 25 мН, скорость нагруже-

ния – 1,5 мкм/мин. Анализ данных наноиндентирования проводился методом Оливера–Фарра.

Царапание выполнялось на макроскретч-тестере Revetest RST (CSM Instruments, США) и осуществлялось алмазным конусом Роквелла. Скорость царапания составляла 3 мм/мин, длина царапины 3 мм, нагрузка – линейно возрастающая от 0 до 50 Н.

Рентгеноструктурный фазовый анализ выполнялся с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 (Буревестник, Россия) в диапазоне углов $2\Theta = (20 \dots 90)^\circ$. Длина волны рентгеновского излучения $\lambda = 1,54$ Å.

Для изучения морфологии поверхности образцов использовался растровый электронный микроскоп высокого разрешения с полевой эмиссией (FEG SEM) Apreo 2 S (Thermo Fisher Scientific, США). Поперечное сечение покрытий исследовалось по сколам.

Рельеф поверхности изучался с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus OLS LEXT 4100 (Olympus, Япония).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 изображены поверхности исследуемых покрытий. На поверхности всех образцов наблюдаются небольшие черные точки. На основе анализа рельефа поверхности с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа установлено, что данные точки являются как вкраплениями в виде капель на поверхности, так и порами. Визуально между собой они не различаются и имеют сопоставимые размеры порядка 0,5...5 мкм в диаметре. Из полученных изображений также видно, что количество и размеры этих точек увеличиваются на поверхности многослойных покрытий ZrCrN (рис. 1, в–е), по сравнению с покрытиями ZrN (рис. 1, а) и CrN (рис. 1, б).

С помощью программного обеспечения Olympus LEXT был выполнен анализ шероховатости рельефа с целью количественной оценки различий в морфологии поверхности исследуемых покрытий. Оценка выполнялась по двум параметрам Sa и Sz – среднеарифметическая и максимальная высота микронеровностей поверхности соответственно. На основе полученных данных (рис. 2) установлено, что шероховатость

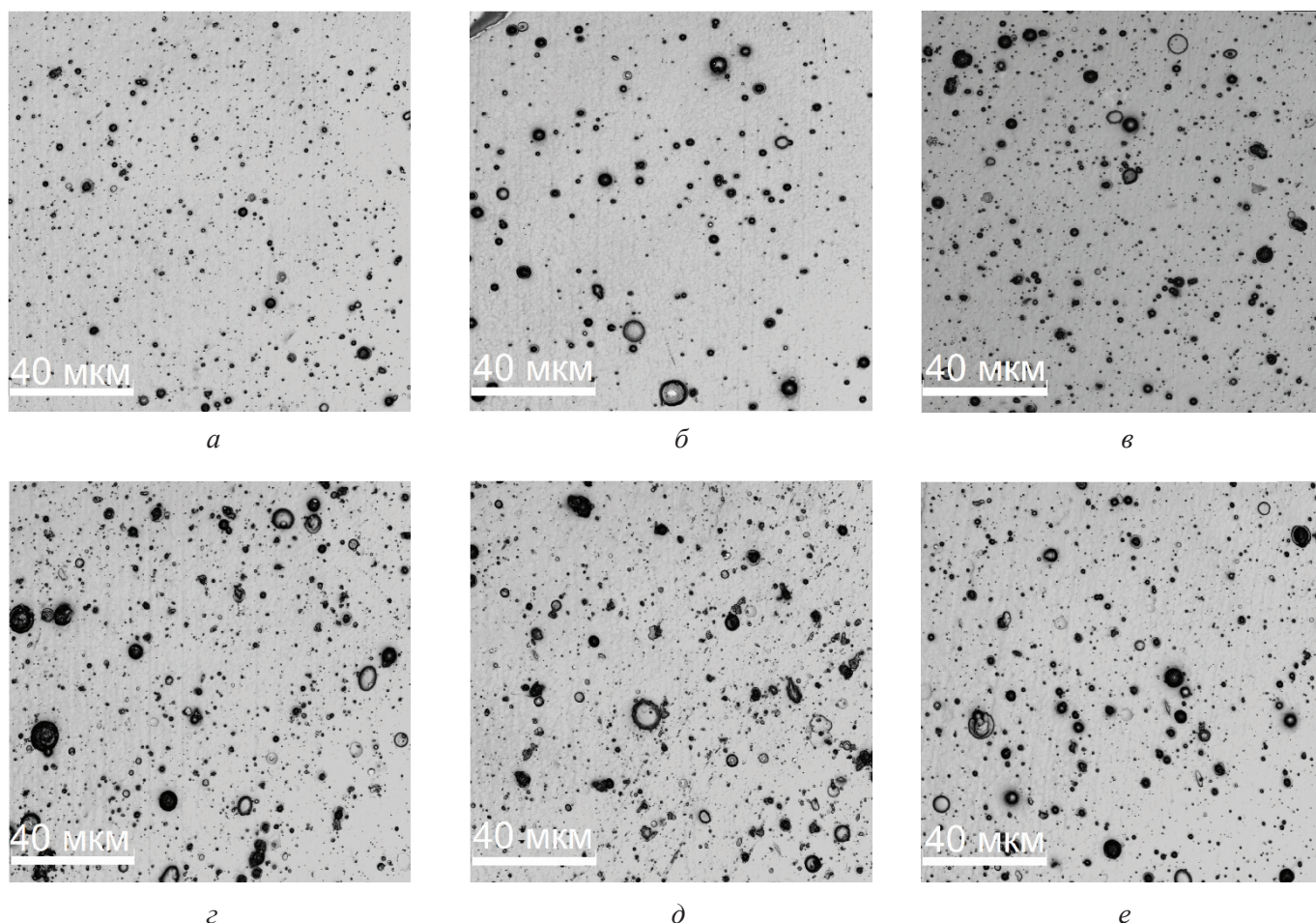


Рис. 1. Изображения поверхности образцов с покрытиями:
а – CrN; б – ZrN; в – ZrCrN-1; г – ZrCrN-2; д – ZrCrN-3; е – ZrCrN-4

Fig. 1. Surface images of samples coated with:
а – CrN; б – ZrN; в – ZrCrN-1; г – ZrCrN-2; д – ZrCrN-3; е – ZrCrN-4

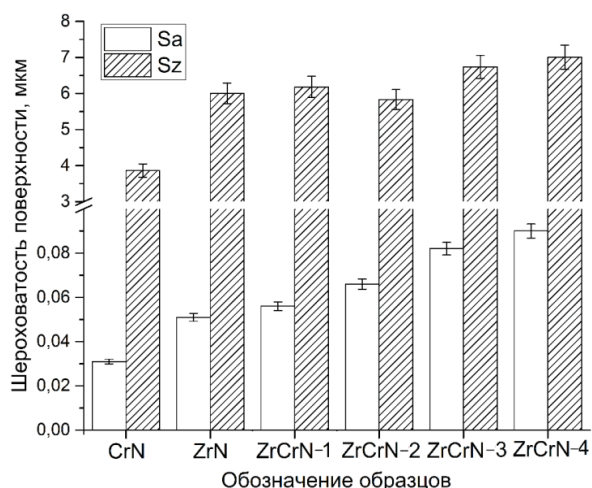


Рис. 2. Шероховатость поверхности покрытий

Fig. 2. Surface roughness of coatings

многослойных покрытий ZrCrN по параметру Sa в 1,8–2,9 раза выше по сравнению с покрытием CrN, и в 1,1–1,8 раза выше по сравнению с по-

крытием ZrN. Менее значительно увеличивается шероховатость многослойных покрытий ZrCrN по параметру Sz, она в 1,5–1,8 раза выше по сравнению с CrN и лишь на 3...15 % выше по сравнению с ZrN. Из полученных данных следует, что шероховатость поверхности по параметру Sa монотонно увеличивается от образца с покрытием CrN к образцу с многослойным покрытием ZrCrN-4. Увеличение частоты вращения стола с подложками с 0,5 до 8 об/мин приводит к росту шероховатости поверхности по параметру Sa на ~38 %. При этом изменение шероховатости поверхности из-за изменения режима нанесения для образцов с многослойными покрытиями ZrCrN-1–ZrCrN-4 по параметру Sz является менее существенным и не превышает 12 %.

Измерение рельефа покрытий с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа позволяет выполнить оценку его пара-

метров как по шероховатости, так и по объему в расчете на единицу площади. Для этого в ГОСТ Р ИСО 25178-2-2014 предусмотрено определение объема пустот и пиков, а также материала, образующего ядро поверхности.

Объем пустот значительно увеличивается в области впадин для покрытий системы ZrCrN (параметр V_{vv} увеличивается в 2,25–3,75 раза по сравнению с покрытием ZrN, в 1,13–1,88 раза по сравнению с покрытием ZrN) и ядра поверхности (параметр V_{vc} увеличивается в 1,34–1,49 раза по сравнению с покрытием ZrN, в 1,12–1,24 раза по сравнению с покрытием ZrN) (рис. 3, а).

Объем материала также увеличивается в области пиков для покрытий системы ZrCrN (параметр V_{mp} увеличивается в 2,88–5,25 раза по сравнению с покрытием ZrN, в 1,77–3,23 раза по сравнению с покрытием ZrN) и ядра поверхности (параметр V_{mc} увеличивается в 1,31–1,38 раза по сравнению с покрытием ZrN, в 1,21–1,29 раза по сравнению с покрытием ZrN) (рис. 3, б).

Увеличение объема пустот (V_{vv}) в области впадин и материала в области пиков (V_{mp}) указывает на то, что покрытия системы CrZrN содержат большее количество выступов и впадин на единицу площади по сравнению с покрытиями CrN и ZrN. Это количественно согласуется с результатами определения параметров шероховатости. В то же время на основе выполненной оценки можно видеть, что объемы выступов

превышают объемы пустот во впадинах. Но если рассматривать ядро поверхности, тогда становится очевидно, что в этой области пустот (V_{vc}) больше, чем выступов (V_{mc}).

С использованием высокоразрешающей растровой электронной микроскопии изучены поверхности покрытий. Видно, что морфология покрытий CrN (рис. 4, а) и ZrN (рис. 4, б) существенно различается. Покрытие CrN характеризуется нанокристаллической структурой. Для покрытия ZrN в рассматриваемом случае зерен не выявлено, поверхность неоднородная по рельефу, что согласуется с исследованием ее шероховатости. Многослойное покрытие ZrCrN-1 (рис. 4, в) по морфологии поверхности подобно ZrN. Это обусловлено тем, что его верхний слой является нитридом циркония. Морфология поверхности покрытий ZrCrN-2–ZrCrN-4 представлена более мелкими элементами, однако ввиду наноразмерной величины их трудно разделить на конкретные элементы.

Как видно на поперечном сколе покрытия ZrCrN-1 (рис. 5, а), оно является многослойным со средней толщиной слоев ~100 нм. Планарность слоев немного неравномерная, дефектов в виде пор или расслоений не наблюдается, граница с подложкой также без дефектов. Всего сформировано 72 чередующихся слоя.

На поперечном сколе покрытий ZrCrN-2–ZrCrN-4 (рис. 5, б–г) также видно, что они харак-

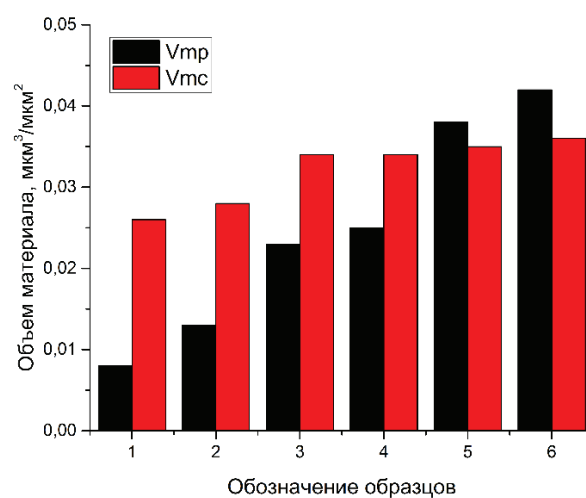
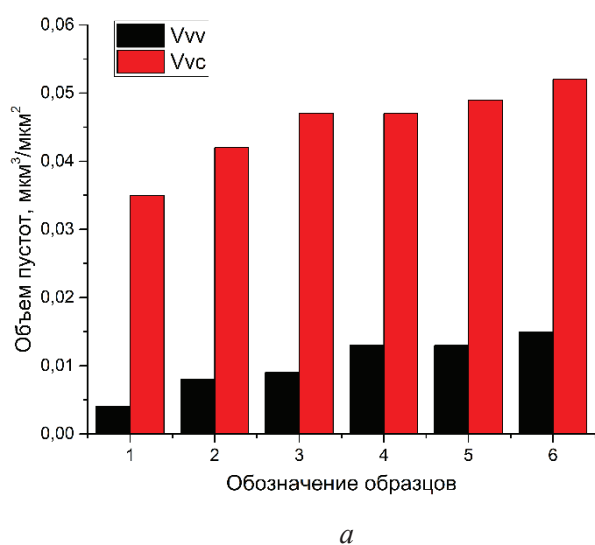


Рис. 3. Объем пустот (а) и материала (б) в расчете на единицу площади покрытий: CrN (1), ZrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

Fig. 3. Void volume (а) and material volume (б) per unit area of coatings: CrN (1), ZrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

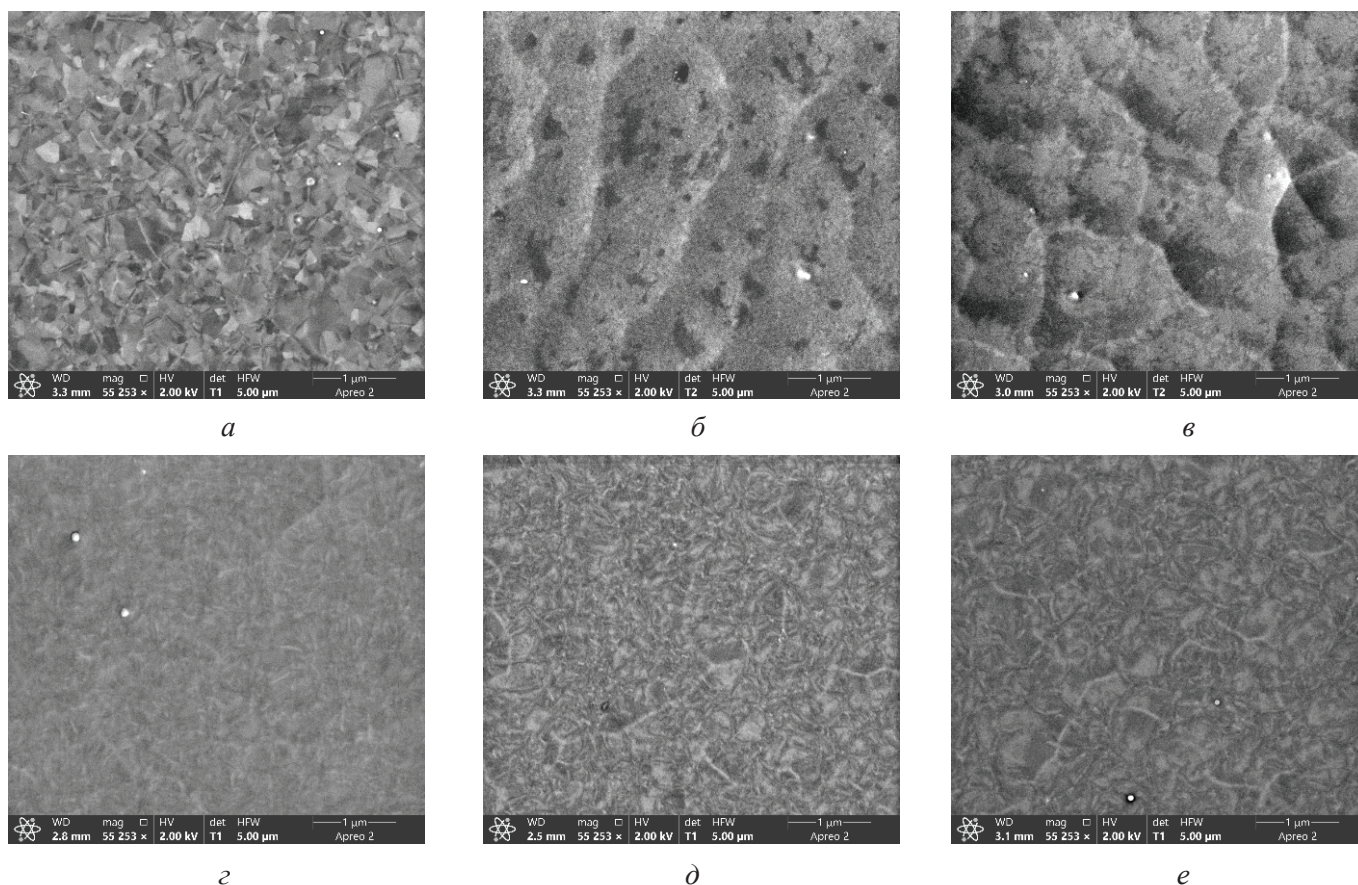


Рис. 4. РЭМ изображения поверхности покрытий:

a – CrN; *б* – ZrN; *в* – ZrCrN-1; *г* – ZrCrN-2; *д* – ZrCrN-3; *е* – ZrCrN-4

Fig. 4. SEM images of the coating surface:

a – CrN; *б* – ZrN; *в* – ZrCrN-1; *г* – ZrCrN-2; *д* – ZrCrN-3; *е* – ZrCrN-4

теризуются наноразмерной структурой, но ярко выраженных слоев с использованием растровой электронной микроскопии не выявлено. Толщина покрытий ZrCrN составляет порядка $4,5 \pm 0,5$ мкм. На границе интерфейса подложка-покрытие существенных дефектов не обнаружено, что предполагает наличие прочной связи и указывает на хорошее качество сцепления покрытия с подложкой. В противном случае в результате скола покрытие могло бы частично отслоиться.

При анализе дифрактограмм (рис. 6) установлено, что интенсивность излучения достаточно высокая, и излучение захватывает не только покрытие, но и подложку. Это следует из наличия на всех дифрактограммах рефлексов, принадлежащих фазе WC. Покрытия CrN и ZrN имеют выраженную текстуру в направлении (111), что следует из величины рефлексов на дифрактограммах и почти полном отсутствии прочих рефлексов фаз для данных покрытий. В многослойных покрытиях системы ZrCrN наблюдают-

ся рефлексы как нитрида циркония, так и нитрида хрома, но более интенсивными являются ZrN. Стоит также отметить, что рефлекс ZrN(220) весьма широкий для образцов ZrCrN-2–ZrCrN-4. Рефлекс ZrN(111) сместился, а его интенсивность уменьшилась. Эти факторы изменения дифрактограмм могут указывать на наноструктурированное состояние покрытия в этих образцах. В образце ZrCrN-4 помимо указанного произошло значительное смещение и наложение множества рефлексов, что затрудняет эффективную оценку фазового состава покрытия.

Механические свойства покрытий исследовались путем наноиндентирования и царапания. Типичные кривые нагружения в процессе наноиндентирования показаны на рис. 7. Нагрузка подбиралась таким образом, чтобы глубина внедрения индентора была меньше толщины покрытий. При первом рассмотрении полученных кривых становится очевидным, что механические свойства исследуемых покрытий являются

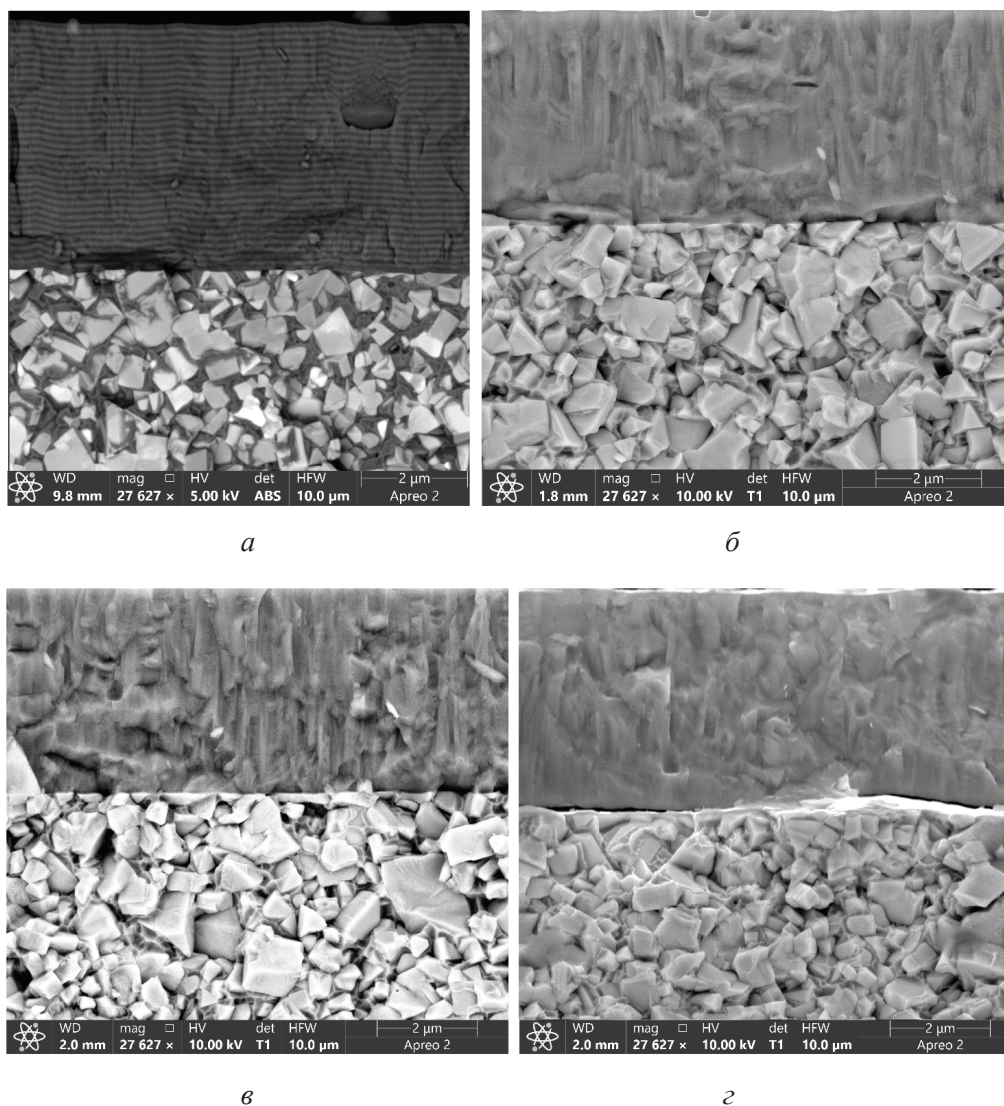


Рис. 5. РЭМ изображения поперечных сколов многослойных покрытий:

a – ZrCrN-1; *б* – ZrCrN-2; *в* – ZrCrN-3; *з* – ZrCrN-4

Fig. 5. Cross-sectional SEM images of the fracture surface of multilayer coatings:

a – ZrCrN-1; *б* – ZrCrN-2; *в* – ZrCrN-3; *з* – ZrCrN-4

различными. На основе обработки данных по методу Оливера–Фарра с помощью специализированного программного обеспечения были установлены значения нанотвердости и приведенного модуля упругости (табл. 1). Соотношение H/E часто используется как мера оценки сопротивления покрытия упругой деформации, при этом считается что H/E , большее или равное 0,1, указывает на его высокое качество [31]. Из полученных данных следует, что только три многослойных покрытия соответствуют этому показателю, а наихудшие свойства имеет покрытие из нитрида хрома. Покрытие из нитрида циркония по параметру H/E также можно считать недостаточно качественным.

В работе [26] было показано, что уменьшение толщины отдельных слоев многослойного покрытия ZrN/CrN с 300 до 20 нм позволяет повысить твердость покрытия, осажденного на подложке из стали 12X18H10T, с 33 до 42 ГПа. Кроме того, авторы [26] связывают снижение твердости с образованием твердых растворов на основе (Zr,Cr)N и (Cr,Zr)N вблизи рефлекса (200). В настоящей работе подобных изменений фазового состава не выявлено, однако, так же как и в работе [26], наблюдается смещение пиков рефлексов фаз ZrN и CrN. Это указывает на микроискажение кристаллической решетки, что может являться причиной изменения механических свойств в материале. В рассматриваемом в

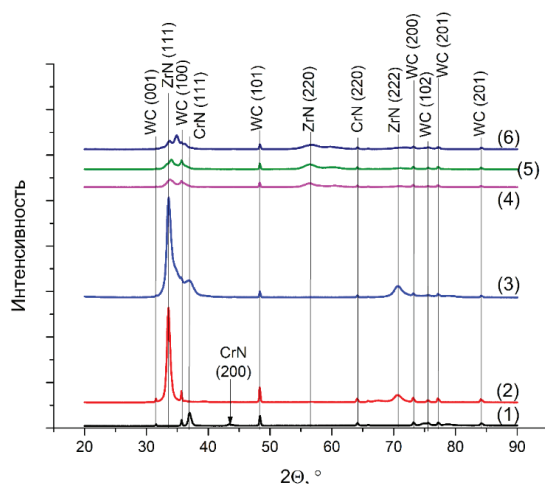


Рис. 6. Рентгеновские дифрактограммы покрытий: CrN (1), ZrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

Fig. 6. X-ray diffraction profiles of coatings: CrN (1), ZrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

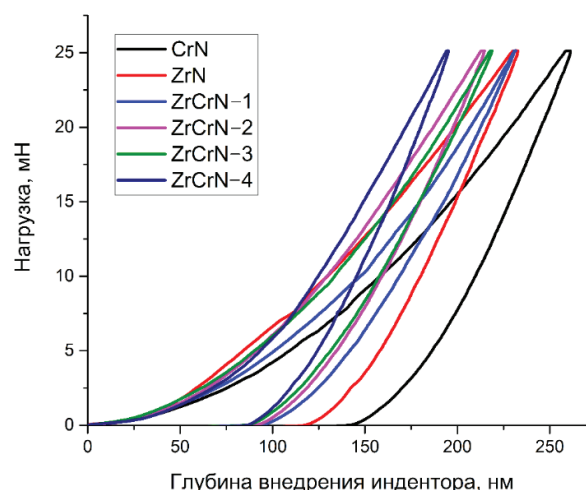


Рис. 7. Кривые нагружения в процессе наноиндентирования покрытий

Fig. 7. Nanoindentation loading curves of coatings

Таблица 1

Table 1

Результаты наноиндентирования
Nanoindentation test results

Образец / Sample	Нанотвердость, H , ГПа / Nanohardness H , GPa	Приведенный модуль упругости E , ГПа / Reduced modulus of elasticity E , GPa	H/E
CrN	21,6	335	0,06
ZrN	29,8	394	0,08
ZrCrN-1	34	364	0,09
ZrCrN-2	37,5	359	0,1
ZrCrN-3	39,3	382	0,1
ZrCrN-4	45	436	0,1

представленной работе случае также наблюдается смещение рефлексов на рентгеновских дифрактограммах, снятых для покрытий системы ZrCrN. (рис. 6). Это, кроме того, может указывать на искажение решетки, которое способствует повышению твердости. Аналогичные результаты влияния микроискажений кристаллической решетки на твердость материала ранее также наблюдались на примере аустенитной стали, напечатанной методом электронно-лучевого аддитивного производства [32].

Данные наноиндентирования качественно согласуются с результатами проведенных тестов на царапание. На рис. 8 изображены царапины на поверхности покрытий, полученные с помо-

щью конфокального лазерного сканирующего микроскопа. Первое, что следует отметить, это повреждение покрытий нитрида хрома (рис. 8, а) и циркония (рис. 8, б) в результате царапания с линейно возрастающей нагрузкой. В то же время на поверхности многослойных покрытий ZrCrN сформировались достаточно равномерные царапины без следов трещин и сколов. Для более детального анализа воздействия индентора на покрытия с помощью программного обеспечения микроскопа была выполнена оценка профиля сечения царапины в области наибольшей впадины. На рис. 9 представлены соответствующие профили. На основании величины глубины царапин в месте образования скола (табл. 2) можно

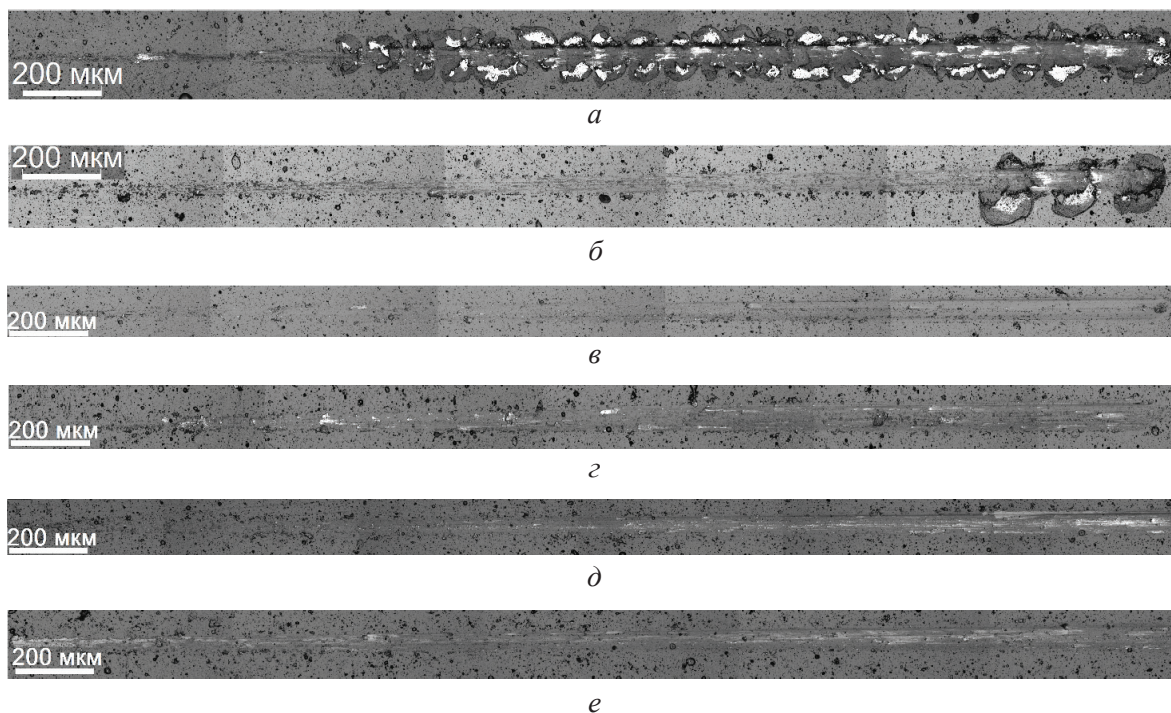


Рис. 8. Изображения царапин на поверхности покрытий:
 а – CrN; б – ZrN; в – ZrCrN-1; г – ZrCrN-2; д – ZrCrN-3; е – ZrCrN-4

Fig. 8. Images of scratches on the surface of coatings:
 а – CrN; б – ZrN; в – ZrCrN-1; г – ZrCrN-2; д – ZrCrN-3; е – ZrCrN-4

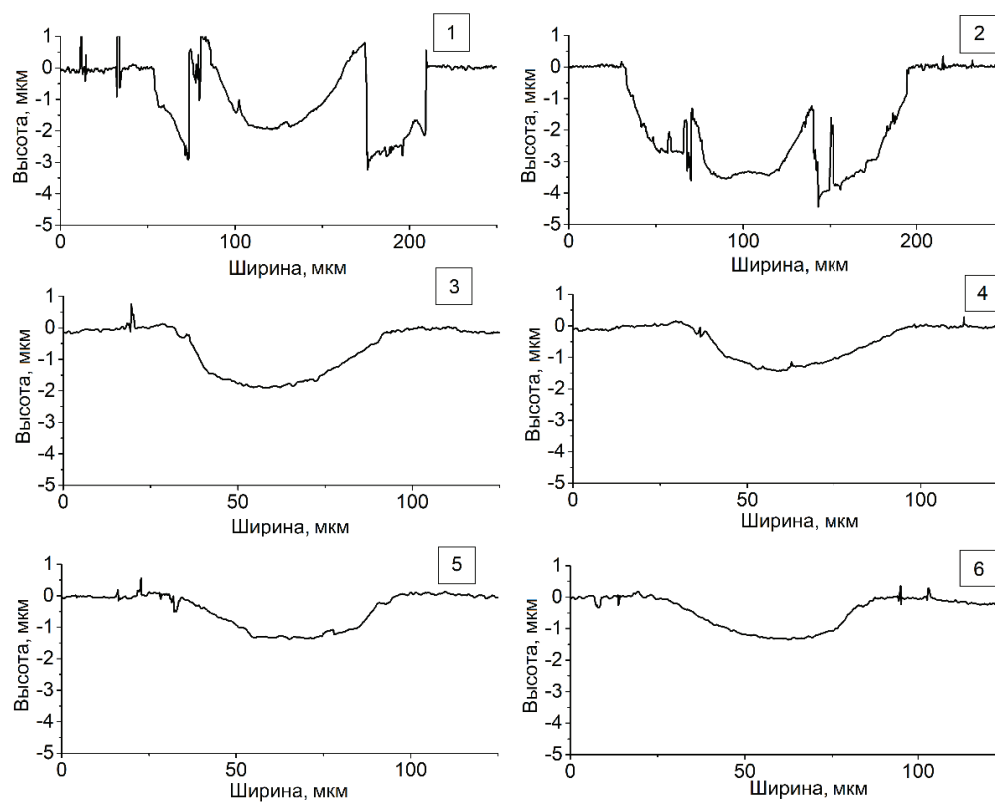


Рис. 9. Профили поперечного сечения царапин на поверхности покрытий:
 ZrN (1), CrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

Fig. 9. Cross-sectional profiles of surface scratches on coatings: ZrN (1), CrN (2),
 ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

Таблица 2

Table 2

Параметры профиля царапин Scratch profile parameters

Образец / Sample	Наибольшая глубина царапины, мкм / Maximum scratch depth, μm	Наибольшая глубина царапины по сколу, мкм / Maximum scratch depth along the cleavage, μm
CrN	3,52	4,5
ZrN	2	3,3
ZrCrN-1	1,88	—
ZrCrN-2	1,42	—
ZrCrN-3	1,32	—
ZrCrN-4	1,31	—

сказать, что разрушение покрытий CrN и ZrN имеет когезионный характер, так как впадины меньше толщины этих покрытий. Разрушение покрытия CrN начинается при нормальной нагрузке на индентор ~ 12 Н, а ZrN ~ 45 Н. При этом величина тангенциальной силы составляла $\sim 0,8$ Н – для покрытия CrN и $\sim 2,3$ Н – для покрытия ZrN.

Изменение глубины внедрения индентора в ходе тестов зависит как от свойств покрытия, так и от задаваемой нагрузки. Нагрузка задавалась как линейно возрастающая величина и, следовательно, в идеальном случае внедрение индентора в покрытие также должно происходить по аналогичной закономерности. Тем не менее на рис. 10 заметны небольшие колебания этой величины (участок от 0 до $\sim 2,3$ мм длины царапины), которые могут быть связаны с неоднородностью морфологии поверхности покрытий. Это согласуется с результатами измерения шероховатости поверхности. Более развитый рельеф у покрытий системы ZrCrN (см. рис. 2) приводит к большим по величине колебаниям глубины внедрения индентора по сравнению с более гладкими покрытиями CrN и ZrN. Кроме того, на рис. 10 видно, что при царапании покрытий CrN и ZrN после пройденных $\sim 2,3$ мм длины царапины индентор резко углубляется. Это указывает на существенное повреждение указанных покрытий.

Из полученных данных видно, что результаты оценки нанотвердости (табл. 1) согласуются с результатами тестов царапания (табл. 2). Наиболее твердые покрытия меньше подвержены повреждению в результате царапания. Кроме того, стоит отметить, что ни в одном из представленных случаев для покрытий системы ZrCrN не за-

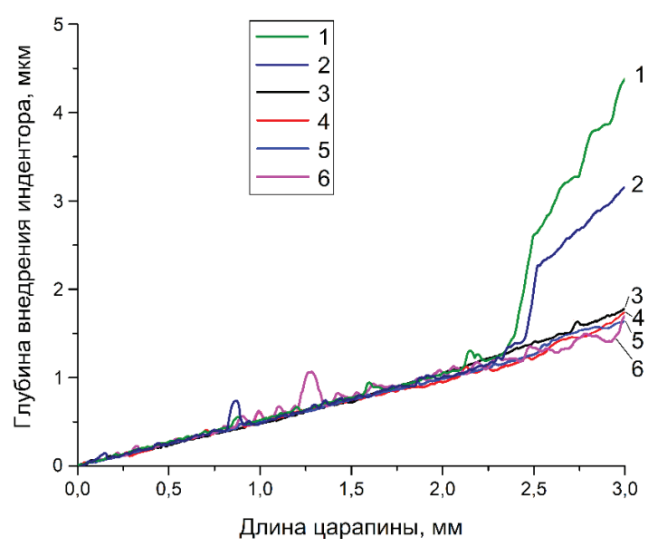


Рис. 10. Профили изменения глубины внедрения индентора при царапании покрытий: CrN (1), ZrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

Fig. 10. Indentation depth variation profiles during scratching coatings: CrN (1), ZrN (2), ZrCrN-1 (3), ZrCrN-2 (4), ZrCrN-3 (5), ZrCrN-4 (6)

мечено полного отрыва покрытия, что указывает на их хорошую адгезию с материалом подложки.

Покрытие CrN, судя по наибольшей глубине царапины по сколу (табл. 2), в процессе разрушения на отдельных участках отделилось от подложки, что указывает на его высокую хрупкость по отношению к воздействию алмазного индентора. Покрытие ZrN, судя по наибольшей глубине царапины по сколу (табл. 2), не разрушается на всю его толщину, что указывает на его более высокие механические свойства по сравнению с покрытием из нитрида хрома. В литературном обзоре [19] приводятся аналогичные сведения о разрушении покрытий ZrN, CrN и

CrN/ZrN, в которых показано, что многослойные покрытия CrN/ZrN обладают лучшими свойствами по сравнению с покрытиями ZrN и CrN.

Выводы

Проведены экспериментальные исследования структуры, фазового состава и механических свойств покрытий CrN, ZrN и ZrCrN. Изменение режима нанесения многослойных покрытий ZrCrN привело к существенному воздействию на их структуру, морфологию и шероховатость поверхности, а также механические свойства.

По данным рентгенофазового анализа видно, что в покрытиях ZrCrN-2–ZrCrN-4 устраняется выраженная текстура, а уширение рефлексов указывает на наноструктурированное состояние слоев. Увеличение частоты вращения стола с образцами относительно катодов Cr и Zr приводит к увеличению микрорельефа поверхности. Увеличение частоты вращения стола с 0,5 до 8 об/мин в процессе осаждения покрытий приводит к монотонному росту шероховатости поверхности по параметру Sa на ~38 %. При этом изменение по параметру Sz является менее существенным и не превышает 12 %.

На основании полученных результатов показано, что изменением условий осаждения можно сформировать покрытие системы ZrCrN (образец ZrCrN-4) на подложке из сплава ВК8 с высокой нанотвердостью – 45 ГПа. Нанотвердость многослойных покрытий ZrCrN в 1,14–2,1 раза выше, чем покрытий CrN и ZrN. Соотношение Н/Е также указывает на то, что покрытия ZrCrN-2–ZrCrN-4 являются более устойчивыми к механическому воздействию.

В ходе тестов на царапание установлено, что покрытия CrN и ZrN разрушаются по когезионному механизму. На поверхности многослойных покрытий ZrCrN формируются равномерные царапины без следов разрушения покрытий. Полученные результаты также указывают на хорошую адгезию всех рассматриваемых покрытий с подложкой.

Таким образом, на основе полученных результатов можно рекомендовать покрытия ZrCrN-2–ZrCrN-4 в качестве твердых и потенциально износостойких.

Полученные результаты будут использоваться для проведения более детальных исследова-

ний многослойных покрытий методом рентгенофазового анализа (РФА) с использованием синхротронного излучения накопителя электронов ВЭПП-3 в составе ЦКП СЦСТИ на базе УНУ «Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000» в ИЯФ СО РАН.

Список литературы

1. Tribology of multilayer coatings for wear reduction: a review / M. Khadem, O.V. Penkov, H.K. Yang, D.E. Kim // *Friction*. – 2017. – Vol. 5 (3). – P. 248–262. – DOI: 10.1007/s40544-017-0181-7.
2. Krella A. Resistance of PVD coatings to erosive and wear processes: a review // *Coatings*. – 2020. – Vol. 10 (10). – P. 921. – DOI: 10.3390/COATINGS10100921.
3. Каменева А.Л., Сушенцов Н.И., Клочков А. Зависимость морфологии, свойств, теплового и напряженного состояния пленок от технологических параметров магнетронного распыления // *Технология металлов*. – 2010. – № 11. – С. 38–42.
4. Effect of thermal annealing in vacuum and in air on nanograin sizes in hard and superhard coatings Zr-Ti-Si-N / A.D. Pogrebnjak, A.P. Shpak, V.M. Beresnev, D.A. Kolesnikov, Yu.A. Kunitskii, O.V. Sobol, V.V. Uglov, F.F. Komarov, A.P. Shypylenko, N.A. Makhmudov, A.A. Demyanenko, V.S. Baidak, V.V. Grudnitskii // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2012. – Vol. 12, N 12. – P. 9213–9219. – DOI: 10.1166/jnn.2012.6777.
5. Nanoindentation induced plastic deformation in nanocrystalline ZrN coating / Z.T. Wu, Z.B. Qi, D.F. Zhang, Z.C. Wang // *Materials Letters*. – 2016. – Vol. 164. – P. 120–123. – DOI: 10.1016/j.matlet.2015.10.091.
6. Characterization of zirconium nitride coatings deposited by cathodic arc sputtering / K.A. Gruss, T. Zheleva, R.F. Davis, T.R. Watkins // *Surface and Coatings Technology*. – 1998. – Vol. 107, iss. 2–3. – P. 115–124. – DOI: 10.1016/S0257-8972(98)00584-2.
7. Atar E., Çimenoglu H., Kayali E.S. Effect of oxidation on the wear behavior of a ZrN coating // *Key Engineering Materials*. – 2005. – Vol. 280. – P. 1459–1462. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/kem.280-283.1459.
8. Flexible hydrophobic ZrN nitride films / J. Musil, S. Zenkin, Š. Kos, R. Čerstvý, S. Haviar // *Vacuum*. – 2016. – Vol. 131. – P. 34–38. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.05.020.
9. Mo J.L., Zhu M.H. Tribological characterization of chromium nitride coating deposited by filtered cathodic vacuum arc // *Applied Surface Science*. – 2009. – Vol. 255, iss. 17. – P. 7627–7634. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2009.04.040.

10. Evaluation of adhesive behaviors of chromium nitride coating films produced by arc ion plating method / R.I. Murakami, Y.H. Kim, K. Kimura, D. Yonekura, D.H. Shin // *JSME International Journal Series A, Solid Mechanics and Material Engineering*. – 2006. – Vol. 49, iss. 1. – P. 123–129. – DOI: 10.1299/jsmea.49.123.
11. Effect of chromium nitride coating on the corrosion and wear resistance of stainless steel / J. Jagielski, A.S. Khanna, J. Kucinski, D.S. Mishra, P. Racolta, P. Sioshansi, E. Tobin, J. Thereska, V. Uglov, T. Vilaithong, J. Viviente, S.-Z. Yang, A. Zalar // *Applied Surface Science*. – 2000. – Vol. 156, iss. 1–4. – P. 47–64. – DOI: 10.1016/S0169-4332(99)00350-5.
12. Corrosion prevention of chromium nitride coating with an application to bipolar plate materials / J. Park, P. Kusumah, Y. Kim, K. Kim, K. Kwon, C.K. Lee // *Electrochemistry*. – 2014. – Vol. 8, iss. 8. – P. 658–662. – DOI: 10.5796/electrochemistry.82.658.
13. Multilayered chromium/ chromium nitride coatings for use in pressure die-casting / A. Lousa, J. Romero, E. Martinez, J. Esteve, F. Montalà, L. Carreras // *Surface and Coatings Technology*. – 2001. – Vol. 146. – P. 268–273. – DOI: 10.1016/S0257-8972(01)01476-1.
14. Control of microstructures and properties of dc magnetron sputtering deposited chromium nitride films / Z.G. Zhang, O. Rapaud, N. Bonasso, D. Mercs, C. Dong, C. Coddet // *Vacuum*. – 2008. – Vol. 82, iss. 5. – P. 501–509. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2007.08.009.
15. Thermal stability and corrosion resistance of Cr/CrN multilayer coatings on Ti6Al4V alloy / P. Wieceński, J. Smolik, H. Garbacz, K.J. Kurzydłowski // *Solid State Phenomena*. – 2015. – Vol. 237. – P. 47–53. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.237.47.
16. Microstructure of thick chromium-nitride coating synthesized using plasma assisted MOCVD technique / A. Dasgupta, A. Premkumar, F. Lawrence, L. Houben, P. Kuppusami, M. Luysberg, K.S. Nagaraja, V.S. Raghunathan // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201, iss. 3–4. – P. 1401–1408. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.02.005.
17. *Shapovalov Y.A., Lee D.B.* High temperature oxidation of TiAl (La) N coating deposited on a steel substrate by arc-ion plating // *Materials Science Forum*. – 2006. – Vol. 510. – P. 410–413.
18. *Milošev I., Strehblow H.H., Navinšek B.* Comparison of TiN, ZrN and CrN hard nitride coatings: electrochemical and thermal oxidation // *Thin Solid Films*. – 1997. – Vol. 303, iss. 1–2. – P. 246–254. – DOI: 10.1016/S0040-6090(97)00069-2.
19. *Maksakova O.V., Pogrebnjak O.D., Beresnev V.M.* Features of investigations of multilayer nitride coatings based on Cr and Zr // *Успехи физики металлов*. – 2018. – Т. 19, № 1. – С. 25–48. – DOI: 10.15407/ufm.19.01.025.
20. Microstructures and tribological properties of CrN/ZrN nanoscale multilayer coatings / Z.G. Zhang, O. Rapaud, N. Allain, D. Mercs, M. Baraket, C. Dong, C. Coddet // *Applied Surface Science*. – 2009. – Vol. 255, iss. 7. – P. 4020–4026. – DOI: 10.1016/j.apusc.2008.10.075.
21. Fracture resistant and wear corrosion performance of CrN/ZrN bilayers deposited onto AISI 420 stainless steel / N.A. de Sánchez, H.E. Jaramillo Suárez, Z. Vivas, W. Aperador, C. Amaya, J.C. Caicedo // *Advanced Materials Research*. – 2008. – Vol. 38. – P. 63–75. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.38.63.
22. *Kim M.K., Kim G.S., Lee S.Y.* Synthesis and characterization of multilayer CrN/ZrN coatings // *Metals and Materials International*. – 2008. – Vol. 14, N 4. – P. 465–470. – DOI: 10.3365/met.mat.2008.08.465.
23. Enhancing mechanical and tribological performance of multilayered CrN/ZrN coatings / J.J. Zhang, M.X. Wang, J. Yang, Q.X. Liu, D.J. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201, iss. 9–11. – P. 5186–5189. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.07.093.
24. Structural and mechanical properties of multilayered gradient CrN/ZrN coatings / D.J. Li, F. Liu, M.X. Wang, J.J. Zhang, Q.X. Liu // *Thin Solid Films*. – 2006. – Vol. 506. – P. 202–206. – DOI: 10.1016/j.tsf.2005.08.031.
25. Magnetron sputtering deposition of polycrystalline CrN/ZrN superlattice coatings / M.X. Wang, J.J. Zhang, Q.X. Liu, D.J. Li // *Surface Review and Letters*. – 2006. – Vol. 13, N 2–3. – P. 173–177. – DOI: 10.1142/s0218625x06008177.
26. Возможности структурной инженерии в многослойных вакуумно-дуговых ZrN/CrN-покрытиях путем изменения толщины нанослоев и подачи потенциала смещения / О.В. Соболев, А.А. Андреев, В.Ф. Горбань, В.А. Столбовой, А.А. Мейлехов, А.А. Постельник // *Журнал технической физики*. – 2016. – Т. 86, № 7. – С. 100–103.
27. Influence of pressure of working atmosphere on the formation of phase-structural state and physical and mechanical properties of vacuum-arc multilayer coatings ZrN/CrN / O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorbun', V.A. Stolbovoy, A.A. Meylekhov, A.A. Postelnik, A.V. Dolomanov // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2016. – № 1 (101). – С. 134–139.
28. Structural engineering of the vacuum Arc ZrN/CrN multilayer coatings / O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorbun', A.A. Meylekhov, A.A. Postelnik, V.A. Stolbovoy // *Journal of Nano- and Electronic Physics*. – 2016. – Vol. 8, N 1. – P. 01042-1.
29. The effect of Cr/Zr chemical composition ratios on the mechanical properties of CrN/ZrN multilayered coatings deposited by cathodic arc deposition system / S.F. Chen, Y.C. Kuo, C.J. Wang, S.H. Huang, J.W. Lee,

Y.C. Chan, J.G. Duh, T.E. Hsieh // Surface and Coatings Technology. – 2013. – Vol. 231. – P. 247–252. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.03.002.

30. Mechanical and tribological properties evaluation of cathodic arc deposited CrN/ZrN multilayer coatings / S.H. Huang, S.F. Chen, Y.C. Kuo, C.J. Wang, J.W. Lee, Y.C. Chan, H.W. Chen, J.G. Duh, T.E. Hsieh // Surface and Coatings Technology. – 2011. – Vol. 206, iss. 7. – P. 1744–1752. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.10.029.

31. Nanoscale architecture of ZrN/CrN coatings: microstructure, composition, mechanical properties and electrochemical behavior / P.M. Samim, A. Fattah-

alhosseini, H. Elmkhah, O. Imantalab // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 15. – P. 542–560. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.08.018.

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

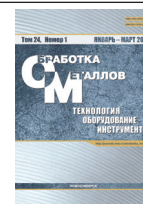
© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Investigation of the structural-phase state and mechanical properties of ZrCrN coatings obtained by plasma-assisted vacuum arc evaporation

Andrey Filippov^{1, a,*}, Nikolay Shamardin^{1, b}, Evgenij Moskvichev^{1, c}, Ol'ga Novitskaya^{1, d},
 Evgenii Knyazhev^{1, e}, Yuliya Denisova^{2, f}, Andrei Leonov^{2, g}, Vladimir Denisov^{2, h}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² Institute of High Current Electronics SB RAS, 2/3 Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, andrey.v.filippov@yandex.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>, em_tsu@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-1043-4489>, nos@ispms.tsc.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, zhenya4825@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>, yukolubaeva@mail.ru,
^g <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>, laa-91@yandex.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0002-5446-2337>, volodyadenisov@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 10 December 2021

Revised: 28 December 2021

Accepted: 28 January 2022

Available online: 15 March 2022

Keywords:

Coating
 Morphology
 Nitrides
 Structure
 Phase composition

Funding

The work was carried out with financial support from the Russian Federation represented by Ministry of Science and Higher Education (Project No. 075-15-2021-1348) within the framework of event No. 1.1.16.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials"

ABSTRACT

Introduction. Modern technologies allow the synthesis of nanostructured coatings from multiple chemical elements to combine different physical, mechanical, and chemical properties in one coating. Promising in this respect are coatings formed via layer-by-layer deposition of zirconium and chromium nitrides. The deposition of various chemical elements on various substrates requires separate studies in order to produce high-strength and wear-resistant coatings. **The purpose of this work** is to study the structural-phase state and mechanical properties of ZrCrN coatings formed by plasma-assisted vacuum arc evaporation. **Materials and methods.** The investigation is performed on specimens comprising VK8 hard alloy substrates with zirconium and chromium nitride coatings as well as with multilayer ZrCrN coatings. The methods used are confocal laser scanning microscopy, X-ray diffraction analysis, high-resolution scanning electron microscopy, nanoindentation, and scratching. **Results and discussion.** The experimental results obtained showed that the mode of multilayer ZrCrN coating evaporation greatly affects the structure, morphology, surface roughness, and mechanical properties of the coatings. In particular, by varying the substrate rotation speed during coating deposition it is possible to control the deposition time of each coating layer and thereby modify the layer properties. **Conclusions.** The investigation results showed that variation of the evaporation conditions allows one to obtain a ZrCrN coating with a high nanohardness of 45 GPa on a VK8 alloy substrate. Analysis of mechanical test results indicate good adhesion between the studied coatings and the substrate. Scratch tests revealed that fracture of CrN and ZrN coatings occurs by the cohesive mechanism, and the surface of ZrCrN coatings exhibits uniform scratches without any signs of fracture. Based on the results obtained, ZrCrN-2...ZrCrN-4 coatings can be recommended for use as hard and wear-resistant coatings.

For citation: Filippov A.V., Shamardin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V. Investigation of the structural-phase state and mechanical properties of ZrCrN coatings obtained by plasma-assisted vacuum arc evaporation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 87–102. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-87-102. (In Russian).

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (999) 178-13-40, e-mail: andrey.v.filippov@yandex.ru

References

1. Khadem M., Penkov O.V., Yang H.K., Kim D.E. Tribology of multilayer coatings for wear reduction: a review. *Friction*, 2017, vol. 5 (3), pp. 248–262. DOI: 10.1007/s40544-017-0181-7.
2. Krella A. Resistance of PVD coatings to erosive and wear processes: a review. *Coatings*, 2020, vol. 10 (10), p. 921. DOI: 10.3390/COATINGS10100921.
3. Kameneva A.L., Sushentsov N.I., Klochkov A. Zavisimost' morfologii, svoistv, teplovogo i napryazhennogo sostoyaniya plenok ot tekhnologicheskikh parametrov magnetronnogo raspyleniya [Dependence of morphology, properties, thermal and stressed states of films on process parameters of electric arc evaporation]. *Tekhnologiya metallov = Metall Technology*, 2010, no. 11, pp. 38–42. (In Russian).
4. Pogrebnjak A.D., Shpak A.P., Beresnev V.M., Kolesnikov D.A., Kunitskii Yu.A., Sobol O.V., Uglov V.V., Komarov F.F., Shpylenko A.P., Makhmudov N.A., Demyanenko A.A., Baidak V.S., Grudnitskii V.V. Effect of thermal annealing in vacuum and in air on nanograin sizes in hard and superhard coatings Zr-Ti-Si-N. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2012, vol. 12, no. 12, pp. 9213–9219. DOI: 10.1166/jnn.2012.6777.
5. Wu Z.T., Qi Z.B., Zhang D.F., Wang Z.C. Nanoindentation induced plastic deformation in nanocrystalline ZrN coating. *Materials Letters*, 2016, vol. 164, pp. 120–123. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.10.091.
6. Gruss K.A., Zheleva T., Davis R.F., Watkins T.R. Characterization of zirconium nitride coatings deposited by cathodic arc sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 1998, vol. 107, iss. 2–3, pp. 115–124. DOI: 10.1016/S0257-8972(98)00584-2.
7. Atar E., Çimenoglu H., Kayali E.S. Effect of oxidation on the wear behavior of a ZrN coating. *Key Engineering Materials*, 2005, vol. 280, pp. 1459–1462. DOI: 10.4028/www.scientific.net/kem.280-283.1459.
8. Musil J., Zenkin S., Kos Š., Čerstvý R., Haviar S. Flexible hydrophobic ZrN nitride films. *Vacuum*, 2016, vol. 131, pp. 34–38. DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.05.020.
9. Mo J.L., Zhu M.H. Tribological characterization of chromium nitride coating deposited by filtered cathodic vacuum arc. *Applied Surface Science*, 2009, vol. 255, iss. 17, pp. 7627–7634. DOI: 10.1016/j.apsusc.2009.04.040.
10. Murakami R.I., Kim Y.H., Kimura K., Yonekura D., Shin D.H. Evaluation of adhesive behaviors of chromium nitride coating films produced by arc ion plating method. *JSME International Journal Series A, Solid Mechanics and Material Engineering*, 2006, vol. 49, iss. 1, pp. 123–129. DOI: 10.1299/jsmea.49.123.
11. Jagielski J., Khanna A.S., Kucinski J., Mishra D.S., Racolta P., Sioshansi P., Tobin E., Thereska J., Uglov V., Vilaithong T., Viviente J., Yang S.-Z., Zalar A. Effect of chromium nitride coating on the corrosion and wear resistance of stainless steel. *Applied Surface Science*, 2000, vol. 156, iss. 1–4, pp. 47–64. DOI: 10.1016/S0169-4332(99)00350-5.
12. Park J., Kusumah P., Kim Y., Kim K., Kwon K., Lee C.K. Corrosion prevention of chromium nitride coating with an application to bipolar plate materials. *Electrochemistry*, 2014, vol. 82, iss. 8, pp. 658–662. DOI: 10.5796/electrochemistry.82.658.
13. Lousa A., Romero J., Martínez E., Esteve J., Montalà F., Carreras L. Multilayered chromium chromium nitride coatings for use in pressure die-casting. *Surface and Coatings Technology*, 2001, vol. 146, pp. 268–273. DOI: 10.1016/S0257-8972(01)01476-1.
14. Zhang Z.G., Rapaud O., Bonasso N., Mercs D., Dong C., Coddet C. Control of microstructures and properties of dc magnetron sputtering deposited chromium nitride films. *Vacuum*, 2008, vol. 82, iss. 5, pp. 501–509. DOI: 10.1016/j.vacuum.2007.08.009.
15. Wieceński P., Smolik J., Garbacz H., Kurzydłowski K.J. Thermal stability and corrosion resistance of Cr/CrN multilayer coatings on Ti6Al4V alloy. *Solid State Phenomena*, 2015, vol. 237, pp. 47–53. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.237.47.
16. Dasgupta A., Premkumar A., Lawrence F., Houben L., Kuppusami P., Luysberg M., Nagaraja K.S., Raghunathan V.S. Microstructure of thick chromium-nitride coating synthesized using plasma assisted MOCVD technique. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, iss. 3–4, pp. 1401–1408. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.02.005.
17. Shapovalov Y.A., Lee D.B. High temperature oxidation of Ti Al (La) N coating deposited on a steel substrate by arc-ion plating. *Materials Science Forum*, 2006, vol. 510, pp. 410–413.
18. Milošev I., Strehblow H.H., Navinšek B. Comparison of TiN, ZrN and CrN hard nitride coatings: electrochemical and thermal oxidation. *Thin Solid Films*, 1997, vol. 303, iss. 1–2, pp. 246–254. DOI: 10.1016/S0040-6090(97)00069-2.
19. Maksakova O.V., Pogrebnjak O.D., Beresnev V.M. Features of investigations of multilayer nitride coatings based on Cr and Zr. *Uspekhi fiziki metallov = Progress in Physics of Metals*, 2018, vol. 19, no. 1. DOI: 10.15407/ufm.19.01.025.

20. Zhang Z.G., Rapaud O., Allain N., Mercks D., Baraket M., Dong C., Coddet C. Microstructures and tribological properties of CrN/ZrN nanoscale multilayer coatings. *Applied Surface Science*, 2009, vol. 255, iss. 7, pp. 4020–4026. DOI: 10.1016/j.apsusc.2008.10.075.
21. Sánchez N.A. de, Jaramillo Suárez H.E., Vivas Z., Aperador W., Amaya C., Caicedo J.C. Fracture resistant and wear corrosion performance of CrN/ZrN bilayers deposited onto AISI 420 stainless steel. *Advanced Materials Research*, 2008, vol. 38, pp. 63–75. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.38.63.
22. Kim M.K., Kim G.S., Lee S.Y. Synthesis and characterization of multilayer CrN/ZrN coatings. *Metals and Materials International*, 2008, vol. 14, no. 4, pp. 465–470. DOI: 10.3365/met.mat.2008.08.465.
23. Zhang J.J., Wang M.X., Yang J., Liu Q.X., Li D.J. Enhancing mechanical and tribological performance of multilayered CrN/ZrN coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2007, vol. 201, iss. 9–11, pp. 5186–5189. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.07.093.
24. Li D.J., Liu F., Wang M.X., Zhang J.J., Liu Q.X. Structural and mechanical properties of multilayered gradient CrN/ZrN coatings. *Thin Solid Films*, 2006, vol. 506, pp. 202–206. DOI: 10.1016/j.tsf.2005.08.031.
25. Wang M.X., Zhang J.J., Liu Q.X., Li D.J. Magnetron sputtering deposition of polycrystalline CrN/ZrN superlattice coatings. *Surface Review and Letters*, 2006, vol. 13, no. 2–3, pp. 173–177. DOI: 10.1142/s0218625x06008177.
26. Sobol' O.V., Melekhov A.A., Postelnyk A.A., Andreev A.A., Stolbovoy V.A., Gorban' V.F. Vozmozhnosti strukturnoi inzhenerii v mnogosloynnykh vakuumno-dugovykh ZrN/CrN-pokrytiyakh putem izmeneniya tolshchiny nanosloev i podachi potentsiala smeshcheniya [Possibilities of structural engineering in multilayer vacuum-arc ZrN/CrN coatings by varying the nanolayer thickness and application of a bias potential]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki = Technical Physics*, 2016, vol. 86, no. 7, pp. 100–103. (In Russian).
27. Sobol' O.V., Andreev A.A., Gorban' V.F., Stolbovoy V.A., Meylekhov A.A., Postelnyk A.A., Dolomanov A.V. Influence of pressure of working atmosphere on the formation of phase-structural state and physical and mechanical properties of vacuum-arc multilayer coatings ZrN/CrN. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki = Problems of Atomic Science and Technology*, 2016, no. 1 (101), pp. 134–139.
28. Sobol' O.V., Andreev A.A., Gorban' V.F., Meylekhov A.A., Postelnyk A.A., Stolbovoy V.A. Structural engineering of the vacuum Arc ZrN/CrN multilayer coatings. *Journal of Nano- and Electronic Physics*, 2016, vol. 8, no. 1, p. 01042-1.
29. Chen S.F., Kuo Y.C., Wang C.J., Huang S.H., Lee J.W., Chan Y.C., Duh J.G., Hsieh T.E. The effect of Cr/Zr chemical composition ratios on the mechanical properties of CrN/ZrN multilayered coatings deposited by cathodic arc deposition system. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 231, pp. 247–252. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.03.002.
30. Huang S.H., Chen S.F., Kuo Y.C., Wang C.J., Lee J.W., Chan Y.C., Chen H.W., Duh J.G., Hsieh T.E. Mechanical and tribological properties evaluation of cathodic arc deposited CrN/ZrN multilayer coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 206, iss. 7, pp. 1744–1752. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.10.029.
31. Samim P.M., Fattah-alhosseini A., Elmkhah H., Imantalab O. Nanoscale architecture of ZrN/CrN coatings: microstructure, composition, mechanical properties and electrochemical behavior. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 15, pp. 542–560. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.08.018.
32. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

Оформление статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)», должно соответствовать по стилю и содержанию требованиям журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules. Статьи, не соответствующие этим требованиям, отклоняются и не рассматриваются редакционным советом. Кроме того, текст работы должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

Общие комментарии

Пишите доходчивым и простым языком – абстрактные формулировки и излишне длинные фразы трудны как для чтения, так и для понимания.

Статья не должна быть слишком длинной, даже если журнал не указывает максимального объема статьи. Пишите лаконично и грамотно.

Избегайте:

- неряшливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;

- длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

ЗАГЛАВИЕ

Название должно отражать основную идею выполненного исследования и быть по возможности кратким.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны имя и фамилия автора (ов). Ниже – полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов обязательно указывается его уникальный идентификационный код *ORCID* (*Open Researcher and Contributor ID*) и электронная почта (*e-mail*). Если отсутствует *ORCID*, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

Указывается индекс универсальной десятичной классификации (УДК). Для англоязычной части статьи УДК указывать не надо.

Ключевые слова

Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний) должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

АННОТАЦИЯ (РЕФЕРАТ)

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен

быть 200...250 слов. **Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!** Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ

Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.

АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ

Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ СТАТЬИ

ВВЕДЕНИЕ

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подход, данные или анализ). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию обозначенной проблемы. Не следует пренебрегать книгами и статьями, которые были написаны, например, раньше, чем пять лет назад. В конце раздела «Введение» формулируются цели работы и описывается стратегия для их достижения.

МЕТОДЫ / МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по Государственному стандарту.

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 (или других) языках, то в **Списке литературы** и в **References** лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе **BSI** (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

ВЫРАЖЕНИЕ ПРИЗНАТЕЛЬНОСТИ

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, 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.

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

(структура, содержание и объем авторского резюме (аннотации) к научным статьям в журнале; фрагменты из работы **О. В. Кирилловой «Редакционная подготовка научных журналов для включения в зарубежные индексы цитирования: методические рекомендации. – Москва, 2012»**, кандидата технических наук, заведующей отделением ВИНТИ РАН, члена Консультативного совета по формированию контента (Content Selection and Advisory Board – CSAB) SciVerse Scopus, Elsevier)

Авторское резюме должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Результаты работы описывают предельно точно и информативно. Приводятся основные теоретические и экспериментальные результаты, фактические данные, обнаруженные взаимосвязи и закономерности. При этом отдается предпочтение новым результатам и данным долгосрочного значения, важным открытиям, выводам, которые опровергают существующие теории, а также данным, которые, по мнению автора, имеют практическое значение. Выводы могут сопровождаться рекомендациями, оценками, предложениями, гипотезами, описанными в статье.

Сведения, содержащиеся в заглавии статьи, не должны повторяться в тексте авторского резюме. Следует избегать лишних вводных фраз (например, «автор статьи рассматривает...»). Исторические справки, если они не составляют основное содержание документа, описание ранее опубликованных работ и общеизвестные положения, в авторском резюме не приводятся.

В тексте авторского резюме следует употреблять синтаксические конструкции, свойственные языку научных и технических документов, и избегать сложных грамматических конструкций. В тексте авторского резюме следует применять значимые слова из текста статьи. Текст авторского резюме должен быть лаконичен и четок, свободен от второстепенной информации, лишних вводных слов, общих и незначащих формулировок. Текст должен быть связным, разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

Объем текста авторского резюме определяется содержанием публикации (объемом сведений, их научной ценностью и/или практическим значением), но не менее 100–250 слов (для русскоязычных публикаций – предпочтительнее больший объем).

Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического

планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из девяти последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на базе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменчивости внешнего окружения.

Это же авторское резюме на английском языке

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to "interactive strategic management" which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

Purpose: Because of the large and continuous energetic requirements of brain function, neurometabolic dysfunction is a key pathophysiologic aspect of the epileptic brain. Additionally, neurometabolic dysfunction has many self-propagating features that are typical of epileptogenic processes, that is, where each occurrence makes the likelihood of further mitochondrial and energetic injury more probable. Thus abnormal neurometabolism may be not only a chronic accompaniment of the epileptic brain, but also a direct contributor to epileptogenesis.

Methods: We examine the evidence for neurometabolic dysfunction in epilepsy, integrating human studies of metabolic imaging, electrophysiology, microdialysis, as well as intracranial EEG and neuropathology.

Results: As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via ^1H or ^{31}P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ^{13}C -glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by ^{31}P MR, as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

Discussion: Given the important contribution that metabolic performance makes toward excitability in brain, it is not surprising that numerous aspects of mitochondrial and energetic state link significantly with electrophysiologic and microdialysis measures in human epilepsy. This may be of particular relevance with the self-propagating nature of mitochondrial injury, but may also help define the conditions for which interventions may be developed. © 2008 International League Against Epilepsy.

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

Авторское резюме (реферат, abstract) является кратким резюме большей по объему работы, имеющей научный характер, которое публикуется в отрыве от основного текста и, следовательно, само по себе должно быть понятным без ссылки на саму публикацию. Оно должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Авторское резюме выполняет функцию справочного инструмента (для библиотеки, реферативной службы), позволяющего читателю понять, следует ли ему читать или не читать полный текст.

Авторское резюме включает следующее.

1. Цель работы в сжатой форме. Предыстория (история вопроса) может быть приведена только в том случае, если она связана контекстом с целью.
2. Кратко излагая основные факты работы, помните следующие моменты:
 - следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;

- не включать несущественные детали;
- вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение, а также имейте в виду, что вы пишете для международной аудитории;
- текст должен быть связным, с использованием слов «следовательно», «более того», «например», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example», «the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого;
- необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);
- стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Уважаемые Авторы, внимательно ознакомьтесь с правилами оформления статьи на сайте журнала!

ШАБЛОН ДЛЯ ОФОРМЛЕНИЯ РУКОПИСИ

Синим цветом обозначены пояснения относительно того, что именно и как должно быть написано в данном разделе / подразделе.

После внесения соответствующих правок в разделы статьи необходимо удалить **синие подсказки**. В шаблон следует поместить все материалы и данные, которые, по вашему мнению, должны быть напечатаны в журнале (в том числе рисунки и таблицы). Заполненный шаблон статьи следует сохранить на компьютере и загрузить на сайт журнала.

Структурные особенности плазменных покрытий $B_4C-Ni-P$

(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Елена Корниенко^{1, a, *}, Виктор Кузьмин^{2, b}, Александр Сивков^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

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

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71 *(Указывается индекс универсальной десятичной классификации)*

История статьи:

Поступила: 1 июня 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Рецензирование: *(Дата указывается редакцией)*

Принята к печати: *(Дата указывается редакцией)*

Доступно онлайн: *(Дата указывается редакцией)*

Ключевые слова:

Плазменное напыление,

Карбид бора,

$B_4C-Ni-P$,

Покрытие.

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

АННОТАЦИЯ

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **200...250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Для цитирования: Корниенко Е.Е., Кузьмин В.И., Сивков А.А. Структурные особенности плазменных покрытий $B_4C-Ni-P$ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 3 (76). – С. 30–50. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50.

(Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

*Адрес для переписки

Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

Основная часть статьи

1. Введение

До двух страниц краткий обзор литературы по проблеме исследования, указаны нерешенные ранее вопросы, сформулирована и обоснована **цель и задачи** исследований.

2. Методика исследований

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

3. Результаты и их обсуждение

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации по набору текста

Текст набирается в русифицированном редакторе Microsoft Word. Формат оригиналов – А4. Старайтесь использовать только следующие шрифты: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв. Размер шрифта основного текста – 14 пт, параметры страницы – все поля 2 см. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал полуторный. Абзацный отступ – 1,25 см. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст статьи.

Не используйте более одного пробела – применяйте абзацные отступы и табуляцию.

Не заканчивайте строку нажатием клавиши «Enter» – используйте ее только для начала нового абзаца.

Реализуйте возможности, предоставляемые текстовым редактором: автоматическое создание сносок, автоматический перенос или автоматический запрет переносов, создание списков, автоматический отступ и т. п.

Не набирайте кириллицу сходными по начертанию латинскими буквами, и наоборот.

Буква «ё» везде заменяется на «е», кроме фамилий и особых случаев.

Недопустимо тире «–» заменять дефисом «-».

В тексте и формулах (в том числе в индексах) латинские буквы набираются курсивом, а греческие и русские – прямым шрифтом.

Десятичные цифры в русскоязычных текстах набираются через запятую (0,5), а в англоязычных – через точку (0.25 вместо 0,25).

Рекомендации по набору формул

Формулы, структурные химические формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи.

Знаки *, ', $\pm$, одиночные буквы греческого алфавита, одиночные наклонные или полужирные буквы, одиночные переменные или обозначения, у которых есть только верхний или только нижний индекс, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы (например, $a^2 + b^2 = c^2$, H_2SO_4) должны набираться в текстовом режиме **без использования редактора формул**.

Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Microsoft Equation). Набор формул из составных элементов, где часть формулы – таблица, часть – текст, часть – внедренная рамка, не допускается.

Для формул, набранных в редакторе формул, должны использоваться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения. Их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!

Рекомендации по набору таблиц

Таблицы располагаются в тексте рукописи.

Таблицы нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. После номера должно следовать ее **название (на русском и на английском языке!)**.

Все графы в таблицах должны иметь заголовки и разделяться вертикальными линиями. В головке таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и их единицы измерения. Например: t , °C; V , об.%; HV, МПа и т.п.

Сокращения слов в таблицах не допускаются.

Создавайте таблицы, используя возможности MS Word (Таблица – Добавить таблицу) или MS Excel. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не могут быть использованы.

Т а б л и ц а
Table

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия
The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т. п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние, Na^+ -форма, ОН-группа, но группа ОН.

Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/ м^3 (17.5 mol/ м^3); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 $\text{м}/\text{с}^2$, 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 ($\cdot$): Н·м/с или кг/(с·м·Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль $^{-1}$ ·К $^{-1}$ или $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, так и скобок: Дж/(моль·К) или $\text{J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$, если это облегчает их прочтение.

Главное условие – соблюдение единообразия одинаковых размерностей по статье.

При перечислении, а также в числовых интервалах размерность приводится лишь для последнего числа (10, 15 и 45 мин; от 18 до 20 мм; 30–40 Дж/моль), за исключением угловых градусов: 5°–10°, а не 5–10°.

Размерности переменных пишутся через запятую (E , Дж/моль или E , J/mol), а подлогарифмических величин – в квадратных скобках, без запятой: $\ln t$ [мин].

Точки и пробелы

Точка не ставится после названия статьи, списка авторов, списка организаций, заголовков и подзаголовков, названий таблиц и подрисуночных подписей.

Точка после сокращений не ставится в подстрочных индексах ($T_{\text{пл}}$ – температура плавления).

Ссылки на рисунки и таблицы набираются с пробелами (рис. 5, табл. 2).

Кавычки и скобки не отделяются пробелами от заключенных в них слов: (при 300 К), (а).

Между знаком номера или параграфа и числом должен быть пробел (№ 1; § 5.5).

Числа с буквами в обозначениях набирают без пробелов (IVd; 1.3.14a; рис. 1, а).

В географических координатах широты отделяются пробелами: 56,5 °С или 56,5 °N; 85,0 °В или 85,0 °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!**).

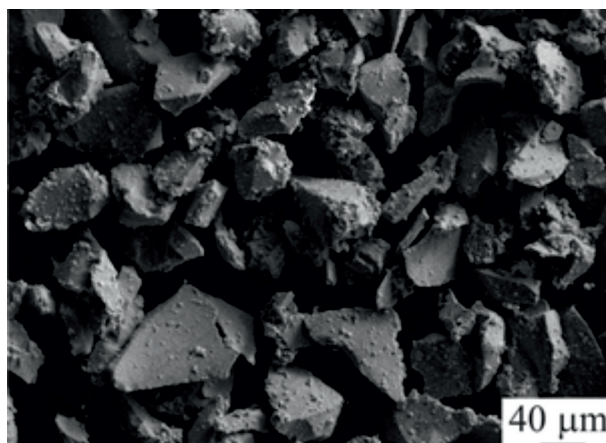


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка $B_4C-Ni-P$

Fig. 1. The particles of $B_4C-Ni-P$ powder

Общие технические требования:

иллюстрации должны иметь размеры, соответствующие их информативности: 8–8,5 см (на одну колонку) либо 17–17,5 см (на две колонки);

надписи и обозначения на иллюстрациях могут меняться между русской и английской версиями при переводе, поэтому для фотографий желательно предоставить второй вариант без текста и всех обозначений, для остальных иллюстраций – располагать надписи на иллюстрации так, чтобы они не соприкасались ни с какими ее частями;

на фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны размерные метки;

для надписей и обозначений используйте стандартные TrueType шрифты;

просьба не добавлять на задний план иллюстраций серый (цветной) фон или сетки;

графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi;
- толщина линий должна быть не меньше 0,5 pt;

- векторные иллюстрации не должны содержать точечных закрасок, таких как «Noise» «Black&white noise» «Top noise»;

- для векторной графики все использованные шрифты должны быть включены в файл.

Штриховые иллюстрации и полутоновые иллюстрации:

- должны иметь разрешение не ниже 300 dpi;

комбинированные полутоновые/штриховые иллюстрации:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi.

4. Выводы

Выводы по результатам работы, описанным в данной статье, должны быть лаконичным.

Список литературы

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области.

Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации.

Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников.

Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте.

Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий.

Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности.

Ссылки на неопубликованные работы недопустимы.

Самоцитирование не должно превышать 15–17 %.

Если работа была издана и на русском, и на английском языке (или других), то в Списке литературы и в References лучше давать ссылку на переводную работу.

В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5-2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>).

Финансирование

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Конфликт интересов

Указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем авторы статьи считают его значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Англоязычный блок статьи

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Elena Kornienko^{1, a, *}, Viktor Kuz'min^{2, b}, Alexander Sivkov^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

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

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО 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.)

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 1 June 2017 (Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)

Revised: (Дата указывается редакцией)

Accepted: (Дата указывается редакцией)

Available online: (Дата указывается редакцией)

Keywords:

Plasma spraying

Boron carbide

B₄C-Ni-P

Coating

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

ABSTRACT

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **не менее 250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

For citation: Kornienko E.E., Kuz'min V.I., Sivkov A.A. Structure Features of B₄C-Ni-P Plasma Coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

Funding (Финансирование)

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest».)

Acknowledgements (Выражение признательности)

(Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Сведения для РИНЦ

Раздел МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹Корниенко Елена Евгеньевна, ²Кузьмин Виктор Иванович, ³Сивков Александр Анатольевич

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

²Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³Томский политехнический университет,
проспект Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

Корниенко Е.Е. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Кузьмин В.И. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Сивков А.А. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru

Структурные особенности плазменных покрытий В₄С-Ni-P

Аннотация

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

УДК 621.793.71

Ключевые слова:

плазменное напыление, карбид бора, В₄С-Ni-P, покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В₄С / Н. Zhu, Y. Niu, C. Lin, L. Huang, 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.)

¹ Kornienko Elena E., ² Kuz'min Viktor I., ³ Sivkov Alexander A.

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

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

Kornienko E.E. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Kuz'min V.I. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Sivkov A.A. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**). Аннотация должна включать в себя следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Keywords:

Plasma spraying, Boron carbide, B₄C-Ni-P, Coating

МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «**Системы автоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков**».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

- системы ЧПУ;
- станочные электроприводы;
- датчики и элементы станочной электроавтоматики;
- модернизация систем автоматики и электроприводов;
- импортозамещение;
- автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

Важно! Работа должна поступить не позднее, 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. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: mnp@chpu.ru). Рукопись статьи готовится в соответствии с [правилами оформления](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Внимание авторов! Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международную базу *Web of Science*.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ и Web of Science, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov .

Напоминаем, что 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 и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «ОМ» зарегистрирован по следующим научным специальностям: 1. 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.02.10 – Сварка, родственные процессы и технологии, 05.02.13 – Машины, агрегаты и процессы (по отраслям) (в рамках группы научной специальности 05.02.00 – Машиностроение и машиноведение); 2. 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, 05.16.08 – Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям), 05.16.09 – Материаловедение (по отраслям) – (в рамках группы научной специальности

05.16.00 – Металлургия и материаловедение). **Издание имеет право опубликовать научные работы только в рамках указанных специальностей!**

В связи с тем что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала) (учитывается основная часть статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 страниц. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*): • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).**

Порядок подачи статьи в редакцию представлен на странице: https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to.

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть зарегистрирован на сайте журнала. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Рукопись статьи готовится в соответствии с **правилами оформления** (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Сканированный лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию»**.

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается **авторский лицензионный договор**.

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Соучредители журнала

«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология • оборудование • инструменты)»

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



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



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



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

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-80400 от 01 марта 2021 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;
- 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, корп. 5, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.

 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

 +7 (383) 346-17-75

 metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru



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 «ITE 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/>

